

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ
Escola Politécnica

PAOLA ANDRESSA LUCHTENBERG

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTO DE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX OBTIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM
GMAW/CMT

CURITIBA
Agosto/2020

PAOLA ANDRESSA LUCHTENBERG

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE REVESTIMENTO DE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX OBTIDOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM
GMAW/CMT**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica, para obtenção do grau de
Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Diego Torres

CURITIBA
Agosto/2020

Dados da Catalogação na Publicação
Pontifícia Universidade Católica do Paraná

Sistema

L936a
2020

Luchtenberg, Paola Andressa
Avaliação microestrutural de revestimento de aço inoxidável duplex obtidos pelo processo de soldagem GAWW/CMT / Paola Andressa Luchtenberg ; orientador: Ricardo Diego Torres ; coorientador: Paulo Tancredo Campos.
-- 2020
45 f. : il. ; 30 cm

Tese (doutorado) – Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba, 2020
Bibliografia: f. 42-45

1. Engenharia mecânica. 2. Soldagem. 3. Revestimentos. 4. Aço inoxidável. 5. Compostos intermetálicos. I. Torres, Ricardo Diego. II. Campos, Paulo Tancredo. III. Pontifícia Universidade Católica do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título

CDD. 20. ed. – 620.1

Integrado de Bibliotecas – SIBI/PUCPR
Biblioteca Central
Edilene de Oliveira dos Santos CRB-9/1636



Pontifícia Universidade Católica do Paraná–PUCPR
Escola Politécnica
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica-PPGEM

TERMO DE APROVAÇÃO

Paola Andressa Luchtenberg

Avaliação Microestrutural de Revestimento de Aço Inoxidável Duplex Obtidos pelo Processo de Soldagem GMAW/CMT

Dissertação aprovada como requisito parcial para obtenção do grau de mestre no Curso de Doutorado em Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Escola Politécnica da Pontifícia Universidade Católica do Paraná, pela seguinte banca examinadora:

Prof. Dr. Marcos Eduardo Soares
Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campos Ponta Grossa, Relator

Prof. Dr. Fred Lacerda Amorim
Pontifícia Universidade Católica do Paraná, PUCPR

Dr. Paulo Tancredo Campos
PG Campos Metal Mecânica Usinagem, Paraná, Co-Orientador

Prof. Dr. Ricardo Diego Torres
Pontifícia Universidade Católica do Paraná, PUCPR, Orientador

Curitiba, 14 de agosto de 2020

A todos aqueles que de alguma forma estiveram e estão
próximos de mim, fazendo esta vida valer cada vez mais
a pena.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todas as pessoas que colaboraram comigo no planejamento e na execução deste trabalho, em especial:

A Deus o qual permitiu que mais essa etapa da minha vida acontecesse, e por sempre estar no meu lado em todos os momentos.

Ao meu orientador Prof. Dr. Ricardo Diego Torres pela oportunidade, e pelo incentivo e dedicação na elaboração deste trabalho e pela orientação prestada.

Ao professor Carlos Laurindo pelo apoio e ajuda nos experimentos e também por auxiliar na formatação dos gráficos e tabelas.

Ao Prof. Dr. Fred Lacerda Amorim, Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica PUC-PR, e Jane Marques da Rocha, Secretária do PPGEM.

Aos meus pais, Ilton Luchtenberg e Lilian Cruz Luchtenberg, que me apoiaram em mais esse desafio. Vocês são exemplo na minha vida, e sem a ajuda de vocês concluir esta etapa seria impossível, muito obrigada por acreditarem em mim.

Ao meu irmão Poll Endrigo Luchtenberg, fonte inspiradora, que sempre esteve no meu lado para me apoiar, incentivar e ajudar nas horas mais difíceis ao longo dessa jornada.

A minha amiga Thalita Caroline Oliveira que me auxiliou na formatação e edição das imagens, e por sempre me ajudar em todas as horas.

Aos meus amigos próximos, companheiros de trabalhos, professores da graduação e do mestrado que de alguma forma tiveram presentes nessa etapa da minha vida.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (DSS) mostram boas propriedades mecânicas, desgaste, resistência à corrosão e resistência à fadiga. Para reduzir os custos operacionais na indústria de papel e celulose, o DSS é empregado por meio de revestimentos de solda em componentes de aço carbono leve ou de baixo carbono. Neste trabalho, o objetivo foi avaliar as propriedades de sobreposição de solda DSS obtidas pela deposição da liga de aço inoxidável ER 2209 em aço macio ASTM A 516 Gr 60. A deposição foi realizada através do processo de soldagem GMAW / CMT. Os revestimentos foram depositados usando quatro energia de soldagem: 0,53, 1,01, 1,27 e 1,74 kJ / mm. Além disso, a caracterização microestrutural por microscopia óptica mostrou que a energia de soldagem influencia o equilíbrio da fase ferrita / austenita. Austenita secundária que precipita devido ao processo de soldagem em DSSs é a Widmanstätten austenita (WA), austenita parcialmente transformada (PTA) e austenita intragranular (IGA). A quantidade de austenita secundária aumenta conforme aumenta a energia de soldagem. A austenita secundária melhora a resistência ao desgaste abrasivo, enquanto a resistência à corrosão é menor quando a energia de soldagem é de 1,74 kJ / mm.

Palavras-Chave: Revestimento por soldagem. Aço inoxidável Duplex. GMAW / CMT.

ABSTRACT

Duplex stainless steels (DSS) show good mechanical properties, wear, corrosion resistance and fatigue strength. In order to decrease operational costs in paper and pulp industry, DSS is employed through weld overlay coatings on mild or low carbon steel components. In this work, the aim was to evaluate the DSS weld overlay properties obtained through deposition of ER 2209 duplex stainless steel alloy on a mild steel ASTM A 516 Gr 60. The deposition was performed through GMAW/CMT welding process. The coatings were deposited using four heat input levels: 0.53, 1.01, 1.27 and 1.74 kJ/mm. Moreover, microstructural characterization by optical microscopy showed that heat input influences ferrite/austenite phase balance. Secondary austenite that precipitates due to the welding process in DSSs are Widmanstätten austenite (WA), partially transformed austenite (PTA) and intragranular austenite (IGA). The amount of secondary austenite increases with welding energy input. The secondary austenite improves the abrasive wear resistance while corrosion resistance is the lowest when the welding energy was 1.74 kJ/mm.

Key Words: Weld overlay, Duplex Stainless Steel, GMAW/CMT

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama pseudo-binário com teor constante de ferro em 68%, retirado do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. (Noble, 1993)	7
Figura 2: Curvas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) esquemáticas. [26].....	10
Figura 3: Diagrama de fase pseudo-binário Fe-Cr-Ni com apresentação das fases precipitadas em cada intervalo de temperatura [12].....	11
Figura 4: Modelo representativo de nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação eutetóide ($\delta \rightarrow \sigma + \alpha$) no AID [11].....	12
Figura 5: Precipitação de fase χ e crescimento de σ . Adaptado [12].	13
Figura 6: Microestrutura de um revestimento de superduplex obtido pelo processo GTAW com corrente constante. Ataque com Beraha [31].....	16
Figura 7: Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma solda de vários passes. A, B e C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados [24].	21
Figura 8: As diferentes regiões da junta soldada de AIDs. Adaptado de [25] [26]	22
Figura 9: Perda de volume “ajustada” x energia de soldagem [28].	24
Figura 10 : Curva de polarização em função da energia de soldagem [28].	26
Figura 11: Potencial de corrosão x Energia de soldagem [28].	26
Figura 12: Potencial de corrosão x Corrente de corrosão [28].	27
Figura 13: Fluxograma de experimentos e ensaios realizados nas chapas revestidas por soldagem.	28
Figura 14: Malha sobre a micrografia atacada pelo reagente Behara tint. (Autor, 2020).	31
Figura 15: Equipamento tribômetro (Autor, 2020).	32
Figura 16: Aspecto microestrutural da chapa laminada S322205. Atacado com o reagente de tonalidade de Behara.	33
Figura 17: Aspecto microestrutural dos revestimentos DSS obtidos com (a) 0,53kJ / mm, (b) 1,01kJ / mm, (c) 1,27kJ / mm, (d) 1,74kJ / mm. Atacado com o reagente de tonalidade de Behara.	35
Figura 18: Equilíbrio das fases em função da energia de soldagem	36
Figura 19: Dureza dos revestimentos em função da energia de soldagem	37
Figura 20: Coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento para as diferentes energias de soldagem.....	38

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química para as diferentes classes de aços inoxidáveis duplex [35].	8
Tabela 2: Propriedade mecânicas para as variadas classes de aços inoxidáveis duplex [35].	8
Tabela 3: Principais tipos de metal de adição usados em AIDs e AISDs. Adaptado de [20].	19
Tabela 4: Composição química e indicação do reagente Behara tint.	29

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASME	- American Society of Mechanical Engineers
ASTM	- ASTM International, originalmente conhecida como American Society for Testing and Materials
AVL	- Adjusted Volume Loss
AWS	- American Welding Society
CCC	- Cúbico de Corpo Centrado
CFC	- Cúbico de Face Centrada
CMT	- Cold Metal Transfer
C_{req}	- Cromo equivalente
EBW	- Electron Beam Welding
E_{corr}	- Potencial de Corrosão
FCAW	- Flux Cored Arc Welding
FN	- Ferrite Number
GBA	- Grain Boundary Austenite
GMAW	- Gas Metal Arc Welding
GTAW	- Gas Tungsten Arc Welding
i_{corr}	- Corrente de Corrosão
IGA	- Intragranular Austenite
LBW	- Laser Beam Welding
MAG	- Metal Active Gas
MIG	- Metal Inert Gas
NBR	- Norma Brasileira
PAW	- Plasma Arc Welding
PREN	- Pitting Resistance Equivalent Number
PTA	- Partially Transformed Austenite
RW	- Resistance Welding
SAW	- Submerged Arc Welding
SMAW	- Shielded Metal Arc Welding
UNS	- Unified Numbering System
WA	- Widmanstätten Austenite

ZTA - Zona Termicamente Afetada
 α - Ferrita
 γ - Austenita

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	OBJETIVO GERAL	3
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	3
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1	INTRODUÇÃO	4
2.1.1	PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX	5
2.2	PRECIPITAÇÃO NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	8
2.2.1	FASE σ	11
2.2.2	FASE CHI	13
2.2.3	NITRETOS DE Cr (Cr ₂ N e CrN):	14
2.2.4	FASE R OU FASE LAVES:	14
2.2.5	CARBONETOS:	14
2.2.6	AUSTENITA SECUNDÁRIA:	15
2.3	SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX	17
2.3.1	PROCESSO GMAW	19
2.3.2	SOLDAGEM MULTIPASSE DOS AÇOS	20
2.3.3	MICROESTRUTURA DA JUNTA SOLDADA	21
2.4	Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo e a Corrosão de Superfícies de Aço Carbono Revestidas com Aço Inoxidável Duplex pelo Processo de Soldagem CMT/GMAW – Tese de Doutorado de Paulo Tancredo de Campos.	23
3	MATERIAIS E METODOLOGIA	28
3.1	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL	29
3.2	QUANTIFICAÇÃO DE FASES	29
3.3	ENSAIO TRIBOLÓGICO	31
3.4	NANODUREZA	32
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	33
5	CONCLUSÃO	41

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex são assim chamados por possuírem uma microestrutura composta por duas fases distintas e bem definidas, que são a austenita e a ferrita, portanto uma microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita. Essa combinação resulta em elevada resistência mecânica, alta tenacidade, aliados a boa resistência à corrosão [1].

As boas propriedades do aço inoxidável duplex são as características requeridas para a fabricação de tanques de armazenamento, vasos de pressão, tubulação industrial e em equipamentos dinâmicos como bombas, ventiladores, misturadores, compressores, dentre outros equipamentos que são utilizados nas indústrias químicas, petroquímicas, indústrias de papel e celulose, entre outras áreas, por apresentarem grande resistência mecânica combinada à resistência à corrosão [2] [3].

Em algumas aplicações é possível revestir, por meio de solda, o aço carbono ou aços de baixa liga com o aço inoxidável duplex, com isso é possível manter as propriedades desejadas na superfície em contato com o meio agressivo e reduzir o custo do equipamento, pois o aço inoxidável duplex tem um elevado custo [4].

A técnica de revestimento por soldagem, depende do processo de soldagem, dos parâmetros do processo de aplicação e, principalmente da diluição do metal depositado com o metal base, pois esse afeta diretamente a composição final do revestimento. Este processo de revestimento por soldagem (GMAW, GTAW, SMAW e FCAW) pode ser aplicada em novos equipamentos e na recuperação de equipamentos já em operação [4].

Por exemplo, na indústria de papel e celulose utiliza-se muito essa técnica de revestimento por soldagem com o processo GMAW/CMT, o qual usa-se o aço carbono A516-Gr 60 como base e o aço inoxidável duplex UNS 32205 como revestimento, com isso protege a superfície desejada contra ao desgaste e corrosão, aumentando a vida útil do equipamento. Outra aplicação que pode ser

utilizado essa técnica é quando o costado do equipamento é fabricado inteiramente em aço inoxidável duplex (UNS 32205), porém algumas regiões / peças não precisam ser maciças ou interinas, como por exemplo; bocas de visitas ou grandes flanges, assim podendo utilizar a combinação do aço carbono revestido com o duplex, pois protege apenas a região de contato com o meio agressivo, reduzindo o custo do equipamento e o prazo de entrega, pois na maioria das vezes as chapas, barras, forjados do material UNS 32205 são importadas assim tendo um alto custo e um longo prazo de fornecimento do material.

A soldagem multipasse no aços inoxidáveis duplex, esta diretamente associada a transformação microestrutural e ao desempenho da junta soldada. Por isso, escolha do processo e dos parâmetros de soldagem é fundamental na qualidade do revestimento. A utilização de processos de soldagem que permitam a deposição de uma liga com mínima diluição, sem prejudicar a fusão do revestimento no metal de base, pode resultar em um revestimento com excelentes propriedades. Pois é primordial que o balanço microestrutural seja de 50% austenita e 50% ferrita [5].

Outro fato que deve-se atentar é que na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Havendo aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comunmente pouco controlados. Essa mudança térmica é muito prejudicial para as juntas, pois tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e assim resultar em uma liga com deficiência nas propriedades mecânicas e susceptível à corrosão [5].

Neste contexto, este trabalho tem como objetivo estabelecer a relação entre parâmetros de soldagem, microestrutura, comportamento mecânico e resistência a corrosão. Para tal foram produzidos revestimentos, pelo processo GMAW/CMT, com diferentes energias de soldagem.

1.1 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influencia da energia de soldagem nas propriedades mecânicas, microestrutural e no balanceamento de fases de uma liga de aço inoxidável duplex (UNS S32205) depositada sobre uma superfície em aço ao carbono (A516 Gr-60), na soldagem de multipasse.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Avaliar a influência da energia de soldagem na formação de fases intermetálicas, no teor de ferrita e morfologia da microestrutura no metal de solda do revestimento, identificando a microestrutura para cada nível de energia de soldagem utilizado;
- Avaliação da resistência mecânica e ao desgaste adesivo em função da microestrutura.
- Avaliar o efeito da microestrutura na resistência a corrosão e ao desgaste abrasivo dos revestimentos. (Os testes foram realizados na tese do Paulo T. Campos [28], e serão citados na seção 2.4 da revisão bibliográfica e discutidos nos resultados e discussões desse trabalho).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) começaram a ser desenvolvidos nos anos 30, na época o objetivo era desenvolver um material que apresentasse uma baixa corrosão intragranular. No entanto, o uso comercial destes aços começou nos anos 70, mas eles ainda eram associados aos aços inoxidáveis austeníticos até a década de 80 [6].

No decorrer dos anos os aços inoxidáveis duplex foram sendo aperfeiçoados e adquirindo vantagens em relação aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tradicionais. Os aços inoxidáveis duplex tem alta resistência mecânica que é aproximadamente o dobro dos austeníticos tradicionais, além da alta resistência a corrosão (ambientes altamente agressivos, contendo cloretos e outros elementos corrosivos), boa tenacidade, elevada resistência ao trincamento por corrosão sob tensão. Desta forma esse material acaba tendo um custo-benefício favorável, mesmo o valor do material sendo um pouco elevado, ele tem uma durabilidade e aplicabilidade maior, assim havendo um aumento significativo na vida útil do equipamento [7].

Os aços inoxidáveis duplex podem ser aplicados em várias áreas, como: indústrias químicas, petroquímicas, papel e celulose, alimentícia, dentre outras. Além disso ele é empregado na forma de fundidos, laminados e forjados. Esta família de aços inoxidáveis está cada vez mais presente em todos os ramos industriais, em função da ampla gama de propriedades mecânicas e corrosão, as quais estão diretamente relacionadas ao custo benefício [2] [3].

O balanço de cromo e níquel presentes nos aços inoxidáveis duplex conferem a esta família de aços uma ampla gama de propriedades. Outros fatores que influenciam são o tamanho de grão, textura e grau de segregação. Sendo assim os AID são separados basicamente em três categorias: os aços inoxidáveis duplex de baixa liga ("lean duplex"), os aços inoxidáveis duplex de média liga, e os aços inoxidáveis superduplex ou de alta liga [7] [8] [9].

- Aços inoxidáveis duplex de baixa liga conhecido como “lean duplex” (23%Cr-4%Ni-0,10%N): possuem menor teor de elemento de liga e não possuem molibdênio. São materiais mais econômicos e podem substituir os austeníticos 304 e 316L. Exemplo: UNS S32304 (SAF 2204)

- Aços inoxidáveis duplex de média liga (22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N): são os mais utilizados e podem ser considerados os aços inoxidáveis duplex padrões. Por apresentarem um maior teor de nitrogênio, apresentam uma maior resistência à corrosão por pites em ambientes agressivos. Exemplo: UNS S31803 (SAF 2205)

- Aços inoxidáveis duplex de alta liga ou superduplex (25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N com ou sem adições de W e /ou Cu). Eles são geralmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia de petróleo, tendo alta resistência à corrosão por pit em ambientes ricos em H₂S e CO₂. Exemplo: UNS S32750 (SAF 2507).

2.1.1 PROPRIEDADES DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Os AIDs são materiais que possuem baixo teor de carbono (menor que 0,03%), teores de cromo variam de 20 a 30% e de níquel de 1% a 10% respectivamente, e possuem adição de alguns outros elementos como: molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre [3].

Os aços inoxidáveis duplex (AID), são ligas bifásicas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni, que apresentam uma matriz formada pela ferrita delta (δ - cúbica de corpo centrado, CCC), a qual é produto da solidificação e compõe, logo abaixo da linha solidus, 100% da microestrutura, o aparecimento da austenita (– cúbica de face centrada, CFC), se da no estado sólido, em temperaturas elevadas (aproximadamente 1300 °C), conforma mostra a figura 1, através de nucleação e crescimento, nos contornos de grãos ferríticos e em direções cristalográficas preferenciais [4].

O diagrama Fe-Cr-Ni é usado para apresentar a transformação de fase dos AID, porém nesse diagrama não prevê os outros elementos de liga presentes no AID, tais como cobre, manganês, carbono e nitrogênio , para a figura 1 com teor

de ferro de 68%, observa-se que para obter uma estrutura bifásica (ferrita – austenita), o teor de cromo e níquel devem estar dentro de uma faixa, de níquel entre 2 e 8 % e cromo de 22 – 28% aproximadamente.

Na figura 1, podemos observar que na linha A que tem baixo teor de níquel e alto de cromo (aprox. 29%Cr), a ferrita solidifica e mantém até a temperatura ambiente, sendo uma estrutura monofásica. Na linha B, a qual esta dentro da faixa de cromo e níquel para estrutura bifásica, ele solidifica como ferrita, e a medida que a temperatura diminui (abaixo de 1200°C), parte da ferrita transforma-se em austenita. Para alcançar o equilíbrio de 50% austenita e 50% ferrita no ponto B e C faz a solubilização para evitar a precipitação de fases secundárias indesejadas. Na linha C, onde o teor de níquel de 7% e de cromo de 23%, a estrutura permanece monofásica (ferrita) até aproximadamente 1400°C, assim havendo um maior tempo para transformação da ferrita para austenita. No ponto D (temperatura de aproximadamente 1100°C) é onde deve ser aplicado o resfriamento rápido (solubilização), para formação apenas da microestrutura bifásica, assim evitando a formação de fases indesejadas [4]. No ponto E na temperatura de 1400°C, é onde o sistema apresenta fase somente a fase ferrítica, antes de começar a transformação bifásica (ferrita para austenita).

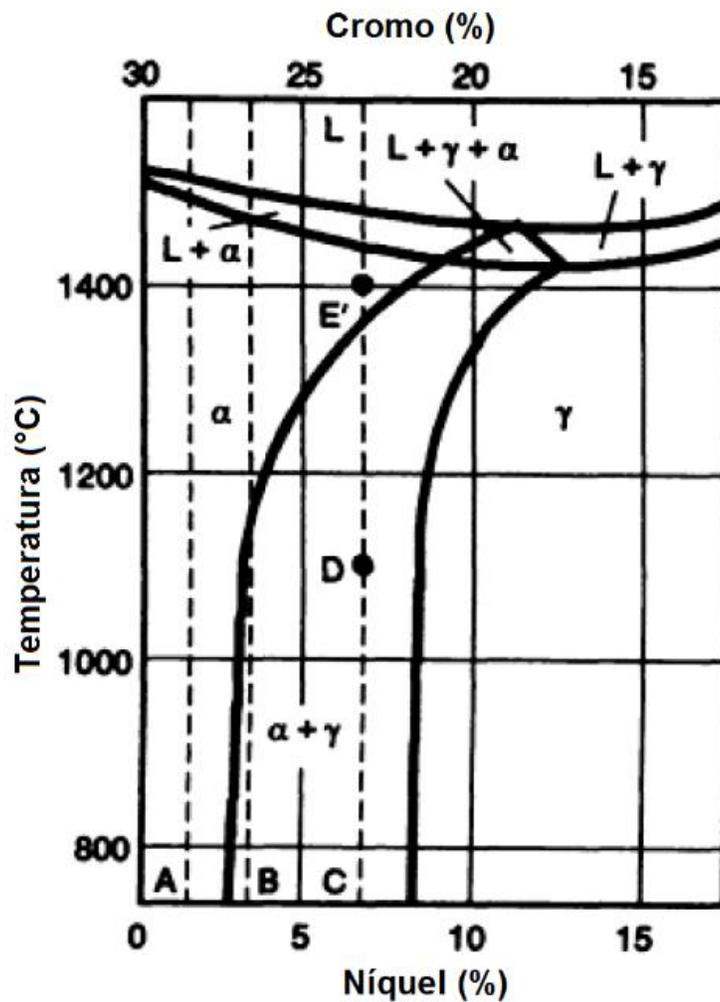


Figura 1: Diagrama pseudo-binário com teor constante de ferro em 68%, retirado do diagrama ternário Fe-Cr-Ni [4].

Os aços inoxidáveis duplex tem uma ampla variedade de classes, as quais variam com a composição química (tabela 1), as classes com teor de Cr, Ni e Mo mais elevado tem melhores propriedades mecânicas (tabela 2).

Tabela 1: Composição química para as diferentes classes de aços inoxidáveis duplex [35].

NOME COMERCIAL	N° UNS	COMPOSIÇÃO QUÍMICA TÍPICA					
		C	N	Cr	Ni	Mo	OUTROS
LDX 2101	S32101	0,03	0,22	21	1,5	0,3	5Mn
2304	S32304	0,02	0,10	23	4,8	0,3	--
LDX 2404	S82441	0,02	0,27	24	3,6	1,6	3Mn
2205	S32205	0,02	0,17	22	5,7	3,1	--
2507	S32750	0,02	0,27	25	7,0	4,0	--

Tabela 2: Propriedade mecânicas para as variadas classes de aços inoxidáveis duplex [35].

NOME COMERCIAL	PROPRIEDADES MECÂNICAS A 20°C			
	TENSÃO DE ESCOAMENTO (MPa)	LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	ALONGAMENTO (%)	DUREZA (HB)
LDX 2101	480	700	38	225
2304	450	670	40	210
LDX 2404	540	750	33	230
2205	510	750	35	230
2507	550	820	35	250

2.2 PRECIPITAÇÃO NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Existe uma coexistência de outras fases além da ferrita e austenita, as quais são comuns no diagrama de fase ternário Fe-Cr-Ni. Em uma faixa de temperatura de 300-1000°C nas condições de ciclos térmicos de soldagem ou de tratamento térmico inadequado pode ocorrer o surgimento de precipitados. A fragilização dos AID podem ser divididas em dois grupos, a fragilização de baixa temperatura que

ocorre entre 300-500°C e a fragilização de alta temperatura na faixa de 500-1000°C.

As duas fragilizações são prejudiciais ao material, mas na fragilização de alta temperatura é que ocorre a precipitação de fases secundárias intermetálicas (sigma, nitretos, carbonetos, austenita secundárias, etc), podendo ocorrer durante a soldagem ou no tratamento térmico de pós-soldagem. No entanto essas transformações ocorrem em maior número na matriz ferrítica, pois os elementos possuem uma maior velocidade de difusão na ferrita δ em relação a difusão na austenita [10].

As fases secundárias intermetálicas podem ser analisadas de forma esquemática na Figura 2, a curva TTT (Tempo – Temperatura- Transformação) mostra a faixa de temperatura que as fases precipitam. Em baixas temperaturas ocorre a fases α' e a G, as quais são as mais comuns na zona termicamente afetada do AID, já na fragilização em altas temperaturas tem precipitação de nitretos de cromo, do tipo Cr₂N e/ou CrN, fase σ , fase intermetálica χ entre outras [11].

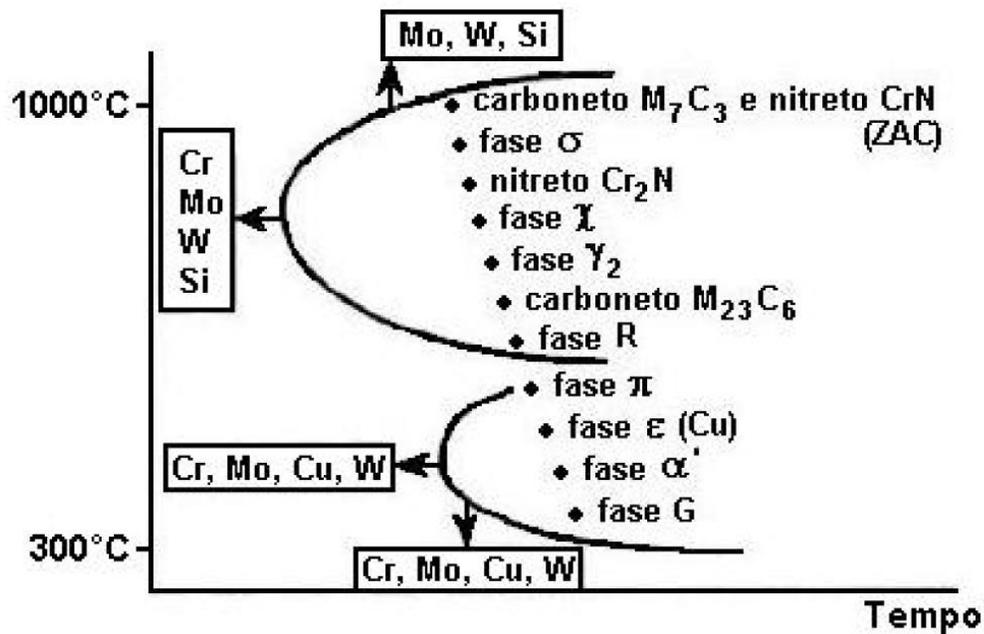


Figura 2: Curvas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) esquemáticas.

Adaptado de [26]

O aparecimento das fases intermetálicas precipitadas são prejudiciais as propriedades, principalmente a tenacidade e a resistência à corrosão nos aços inoxidáveis duplex, pois elas influenciam na sua cinética de transformação. Na figura 3, pode-se notar que a formação das precipitações de fase variam com o tempo e a temperatura, na faixa de 500°C ocorre a formação da α' , e na faixa de 600°C a 900°C ocorre a formação de mais precipitados como às fases chi, sigma, carbonetos e outros, e entre a temperatura de 1000°C e 1400°C ocorre a transformação de ferrita em austenita secundárias [11].

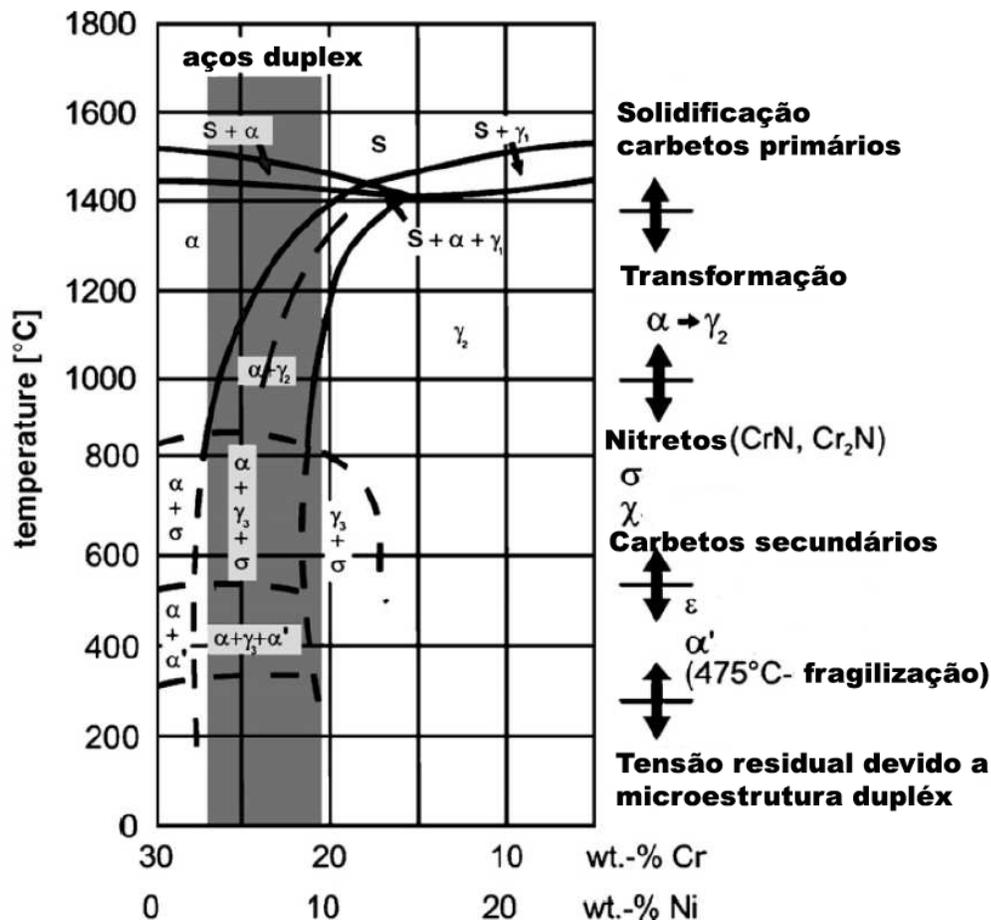


Figura 3: Diagrama de fase pseudo-binário Fe-Cr-Ni com apresentação das fases precipitadas em cada intervalo de temperatura. Adaptado de [12].

2.2.1 FASE σ

A fase sigma que precipita nos aços inoxidáveis duplex baseia-se no sistema Fe-Cr. Porém pode-se encontrar outros compostos intermetálicos como o Mo, Si e Ni. A precipitação da fase σ frequentemente ocorre pela decomposição da ferrita. [14] Quando ocorre uma transformação eutetoide da ferrita, forma-se sigma e austenita secundária, com teores mais baixos de Cr e Mo. Assim a fase sigma ocorre por nucleação e crescimento na interface de ferrite/ austenita (δ / γ) e no contornos de grão ferríticos. Na figura 4, apresenta o modelo representativo da nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação eutetóide [11].

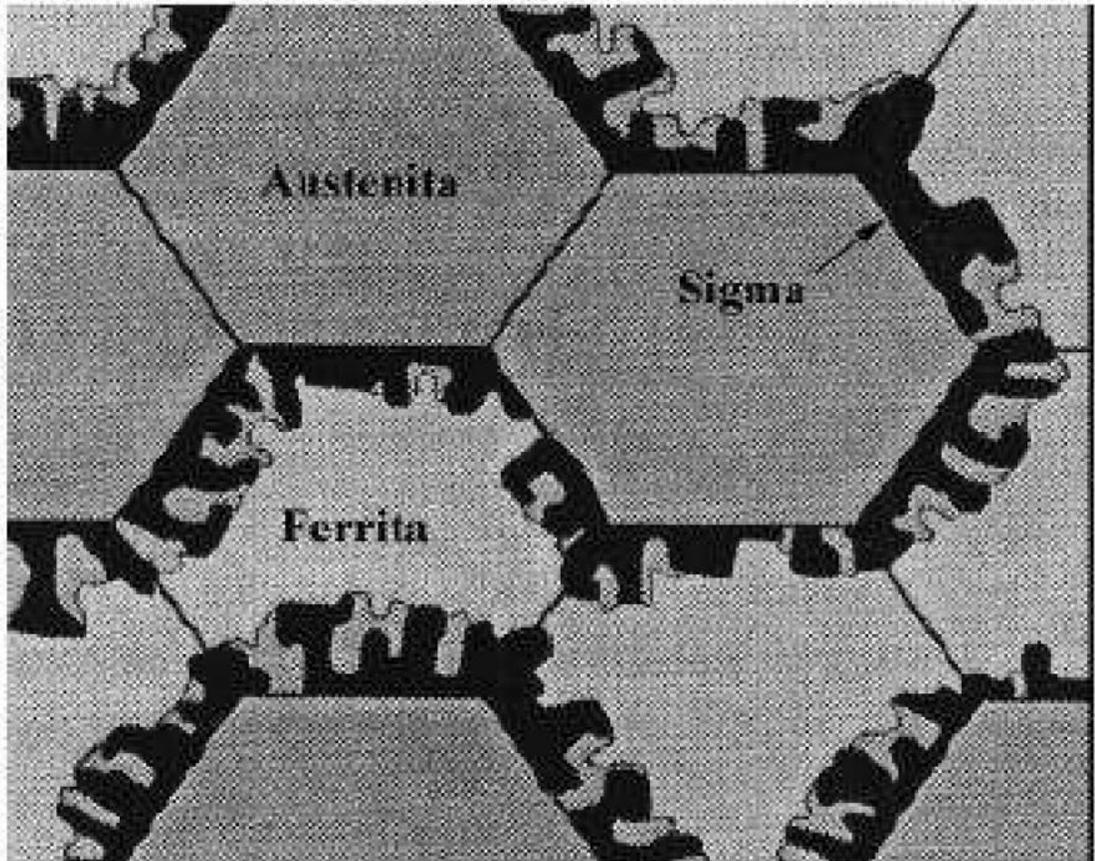


Figura 4: Modelo representativo de nucleação e crescimento da fase σ durante a transformação eutetóide ($\delta \rightarrow \sigma + \alpha$) no AID [11].

Como a fase σ em pequena fração já pode afetar drasticamente as propriedades do AID, reduzindo a tenacidade e diminuindo a resistência a corrosão do material. Portanto a sua precipitação deve ser evitada ou minimizada, assim devemos analisar os fatores que aceleram a cinética, os principais são a fração volumétrica de ferrita e austenita, a composição química da liga, o tamanho de grão de ferrita (quanto maior o grão, mais tempo é necessário para a precipitação da fase), velocidade de resfriamento, entre outras coisas.

2.2.2 FASE CHI

A fase chi precipita como um composto ternário contendo Cr, Ni e Mo, ela se transforma em temperatura entre 700 e 900°C, é prejudicial a microestrutura do aço inoxidável duplex, porém é difícil de analisar sua nocividade pois ele normalmente é encontrado com a fase sigma, assim dificultando o estudo individual do impacto nas propriedades da microestrutura e da resistência a corrosão. O diagrama o qual pode-se observar a fase chi é Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo e Fe-Cr-Ni-Ti, a composição química da fase chi é similar a da fase sigma, porém apresenta menores teores de cromo e maiores teores de molibdênio [12].

A fase chi conforme figura 5, tem crescimento combinado com a fase sigma, porém no início do processo de transformação a quantidade de fase chi é relativamente maior do que a fase sigma, mas com o decorrer do tempo de tratamento a quantidade de fase sigma supera a fase sigma. Isso ocorre pois a fase chi atua como facilitadora para a formação de fase sigma, pois a mesma tem baixa probabilidade de nuclear e crescer na interface de ferrita/ferrita. Com isso a fase chi é consumida em favor do crescimento da fase sigma. A fase chi pode nuclear também na interface tripla ferrita / ferrita / austenita e no contorno de grão da austenita [12].

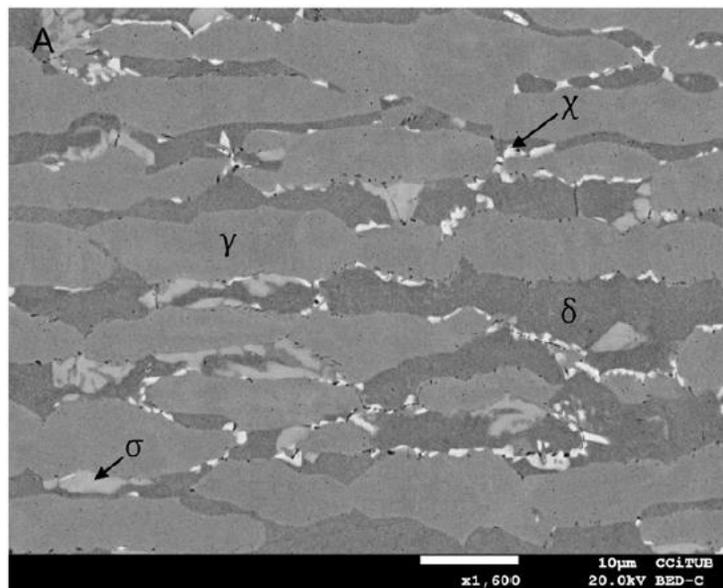


Figura 5: Precipitação de fase χ e crescimento de σ . Adaptado de [12].

2.2.3 NITRETOS DE Cr (Cr₂N e CrN):

Nas ligas inoxidáveis duplex tem elementos que são utilizados como estabilizador, um desses é o nitrogênio o qual tem a função de estabilizar a austenita e aumentar a resistência à corrosão por pites. Contudo, na faixa de temperatura entre 700°C a 900°C, pode ocorrer a formação de nitretos de cromo, o Cr₂N, de estrutura hexagonal ou CrN, de estrutura CFC, pois ocorre um resfriamento rápido na temperatura de solubilização, assim causando supersaturação de nitrogênio na ferrita [3].

A precipitação dos nitretos ocorre por crescimento e nucleação nos contornos de grão de ferrita/ferrita, ferrita/austenita, discordâncias e intragranularmente, como forma de partículas alongadas (bastonetes - Cr₂N e plaquetas – CrN). A cinética é dependente de alguns fatores, como a composição química da liga, temperatura e da sua história térmica [8] [15].

2.2.4 FASE R OU FASE LAVES:

A precipitação da fase R (Fe₂Mo), ocorre no intervalo de 550 °C e 700 °C, após algumas horas de exposição, é uma fase intermetálica com elevado teor de molibdenio (Mo). Essa fase pode precipitar na interface de ferrita/ austenita (intergranular) ou interior do grão ferrítico (intragranular). Sua presença reduz a resistência a corrosão por pites e tenacidade do material [16].

2.2.5 CARBONETOS:

Existe 2 tipos de carbonetos, os que precipitam em elevadas temperaturas entre 950°C e 1050°C, esses são do tipo M₇C₃ (Cr₇C₃), e os que precipitam na faixa de 600 a 950°C , os quais são os M₂₃C₆ ((Fe,Cr)₂₃C₆). Além da diferença de temperatura de precipitação , esse carbonetos também diferem em relação a sua estrutura, o M₇C₃ é hexagonal enquanto o M₂₃C₆ 'e de CFC (cubica de face centrada). A precipitação do carbonetos M₇C₃ ocorre nos contornos de grão de ferrita/ austenita e a dos carbonetos M₂₃C₆ ocorre na interface de ferrita/ ferrita e

austenita/austenita, e em pequenas proporções nos contornos de grão ferrita/austenita e no interior do grão [19].

2.2.6 AUSTENITA SECUNDÁRIA:

A austenita secundária (γ_2), é uma fase que pode ser formada por diferentes mecanismos, os quais variam com suas temperaturas. Nos aços inoxidáveis duplex sabe-se que a microestrutura é 100% ferrita quando a temperatura está abaixo da temperatura solidus, portanto a transformação de fase é muito importante nessa região, pois se houver um resfriamento brusco a formação da austenita primária pode ser prejudicada, causando assim a formação de uma microestrutura metastável com altos teores de ferrita. Assim, quando ocorre o reaquecimento, ou por meio de ciclos térmicos de soldagem ou tratamento isotérmico, a microestrutura tem favorecimento da difusão dos elementos de liga, facilitando a nucleação da austenita secundária e/ou crescimento da austenita já existente [17].

A austenita secundária forma-se pelo empobrecimento de cromo na ferrita. Assim a formação de Cr_2N está relacionada a formação da austenita secundária, com isso os teores de Cr, Mo e Ni, da austenita secundária são inferiores em relação aos da austenitas pré existente, assim havendo uma redução da resistência a corrosão. No entanto a austenita secundária tem uma melhor tenacidade comparada com a austenita primária, assim elevado a tenacidade das juntas soldadas [31].

A precipitação da austenita secundária pode ocorrer de duas maneiras distintas, sendo uma na interface austenita/ ferrita e a outra é por crescimento e nucleação dentro do grão ferrítico. Além disso a austenita secundária tem 4 morfologias diferentes; austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA), a austenita intragranular (IGA), e a austenita parcialmente transformada (PTA), a qual pode ser considerada uma austenita primária que não foi totalmente transformada em secundária, sendo assim cada austenita tem uma morfologia e característica de formação distintas, conforme figura 6.

O tamanho de grão também influencia na morfologia da austenita secundária, pois quanto maior o tempo de permanência em temperatura elevada, maior é o crescimento de grãos austeníticos, assim ocorrendo na solda de multipasse.

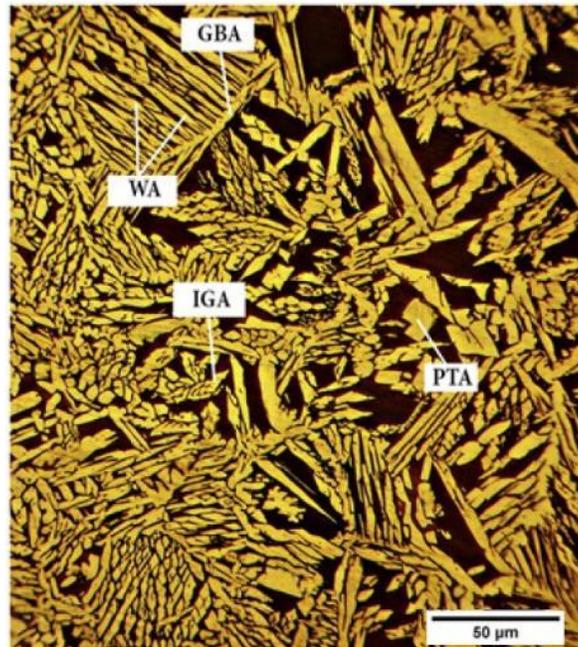


Figura 6: Microestrutura de um revestimento de superduplex obtido pelo processo GTAW com corrente constante. Ataque com Beraha [31].

- 1) Austenita de contorno de grão (GBA- Grain Boundary Austenite) – é a austenita alotrimórfica que precipita nos contornos de grãos da ferrita delta (primária). Essa é a primeira austenita a se precipitar no resfriamento, ocorre por um mecanismo de transformação difusional em temperaturas elevadas 800-900°C. Devido à alta velocidade de resfriamento essa fase pode ser descontínua, porém na medida que a velocidade de resfriamento diminui ele vai se tornando cada vez mais contínua.
- 2) Austenita de Widmanstätten (WA – Widmanstätten Austenite) – é a austenita que precipita a partir da saturação dos sítios da austenita alotrimórfica, sendo que seu crescimento ocorre dentro dos grãos alotrimórfico em direção ao centro do grão da ferrita pelo mecanismo difusional. Sua precipitação ocorre em temperatura entre 650 – 800 C, com baixa taxa de

resfriamento. Sua composição é enriquecida de níquel comparada com a matriz ferrítica, porém tem uma menor porcentagem de cromo, nitrogênio e molibdênio do que na austenita alotrimórfica (GBA). O aumento da formação de austenita de widmantaten pode ocorrer devido ao tamanho de grão, grãos maiores (poucos núcleos) são formados a altas temperaturas, de modo que em baixa temperatura essas regiões fiquem supersaturadas, a qual facilita o crescimento de austenita de Widmanstatten.

- 3) Austenita Intergranular (IGA- Intergranular Austenite) – é a última a se formar, e a sua precipitação ocorre através da nucleação e crescimento dentro do grão ferrítico, nas inclusões e nas discordâncias da ferrita. Sua morfologia é em forma de partículas finas e aciculares, a precipitação dessa fase ocorre em temperaturas mais baixas devido a supersaturação da matriz ferrítica, e sua velocidade de resfriamento deve ser mais lento, é uma formação difusional “Lattice”.
- 4) Austenita parcialmente transformada (PTA) - é a formação a partir da austenita primária pré-existente, porém com composição química diferente, o qual contém baixo teor de Cr e Mo e elevado teor de Ni e Fe. A proporção é de que 15 – 20% da austenita primária permanece quando é reaquecida até a temperatura solidus, sua morfologia é em forma de discos. Esse tipo de austenita ajuda a inibir a segregação de cromo e molibdênio na temperatura solidus e limita o crescimento do grão.

2.3 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex podem ser submetidos a soldagem, com isso é primordial um procedimento adequado para que não haja perdas de propriedades do material. Esse material pode ser soldado por diversos processos de soldagem, tais como [20]:

- TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*)
- GMAW (*Gas Metal Arc Welding*)

- SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*)
- FCAW (*Flux-cored Arc Welding*)
- PAW (*Plasma Arc Welding*)
- SAW (*Submerged Arc Welding*)
- EBW (*Electron Beam Welding*)
- LW (*Laser Welding*)

A soldabilidade desse material é muito semelhante à dos aços austeníticos, porém deve-se ter um cuidado especial em relações as suas precipitações de fases, pois trata-se de um material bifásico, o qual deve ter um balanço de fases equilibrado para que suas propriedades mecânicas (tenacidade e resistência a corrosão) continuem altas. Nos aços inoxidáveis duplex a energia de soldagem e os metais de adição são importantes para garantir esse equilíbrio de fases [23].

A energia de soldagem está afeta as transformações de fases durante a soldagem, pois a energia de soldagem é inversamente proporcional com a velocidade de resfriamento, assim tendo que buscar o equilíbrio, pois a velocidade de resfriamento influencia na fração de ferrita na zona fundida (ZF).

Outro fator importante para o equilíbrio das fases, é a escolha do metal de adição, pois o equilíbrio de austenita e ferrita pode ser controlado pelo uso de consumíveis enriquecidos com níquel e/ou adições de nitrogênio no gás de proteção, essa adição favorece na estabilização da austenita. A Tabela 3 mostra os principais tipos de eletrodos e metais de adição dos AID [20].

Tabela 3: Principais tipos de metal de adição usados em AIDs e AISDs.
Adaptado de [20]

Metal de Base	Produto	Designação AWS	C (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)
2304	Eletrodo	---	0,02	24,5	9,0	---	0,12
		E2209-17	0,02	23,0	9,5	3,0	0,15
2304 e 2205	Eletrodo	E2209-17	0,02	23,0	9,5	3,0	0,17
		E2209-15	0,02	23,0	9,5	3,0	0,16
		Arame	ER2209	0,02	23,0	8,5	3,1
	Arame de FCAW	E2209T0-4	0,03	23,0	9,0	3,1	0,13
		E2209T0-4	0,03	23,5	9,5	3,4	0,14
		E2209T1-4	0,03	23,0	9,5	3,5	0,16
2507	Eletrodo	---	0,03	25,5	10,0	3,6	0,23
	Arame	---	0,02	25,0	9,5	4,0	0,25

2.3.1 PROCESSO GMAW

O processo GMAW (soldagem por arco de metal a gás) pode ser uma opção interessante para soldar DSS em chapa de aço carbono, pois pode produzir revestimento com diluição na faixa de 10 a 15%. O GMAW pode ser operado em quatro diferentes modos de transferência metálica: globular, spray, curto-circuito, arco pulsado e o CMT (Cold Metal Transfer) o qual é uma variante do modo de

curto-circuito. O CMT é uma boa opção para a deposição de AID para solda multipasse, porque a velocidade do arame também é considerada como uma variável de deposição. O fio avança e retorna durante os ciclos de curto-circuito enquanto a corrente e a tensão também são controladas, permitindo alta qualidade de superfície com uma diluição mínima [22].

2.3.2 SOLDAGEM MULTIPASSE DOS AID

Na soldagem de multipasses as diferentes regiões da junta são submetidas ao reaquecimento sucessivo da zona (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA), e assim podendo favorecer a alteração da microestrutura da junta, provocando a precipitação de fases intermetálicas, nitretos e a formação de austenita secundária (γ_2) [21].

O ciclo térmico múltiplos pode ser observado esquematicamente na Figura 7 , na soldagem de multipasse do aco inoxidável duplex o aporte térmico e a temperatura máxima de interpasse (100 – 150 C) devem ser controladas para garantir a qualidade da junta, assim evitando a precipitação de fases prejudiciais para a junta [27].

O aporte de calor excessivamente baixo pode resultar numa quantidade excessiva de ferrita, enquanto que, aporte de calor excessivo pode resultar na precipitação de fases intermetálicas variadas [17]. Conforme a norma N133, o aporte térmico de soldagem recomendado varia com a espessura do material de base a ser soldado. Para os aços inoxidáveis duplex, o aporte deve ser de 0,7 a 1,5 kJ/mm para espessuras menores que 7mm, e para espessuras de 7mm a 20mm e de 1,0 a 2,0 kJ/mm [23].

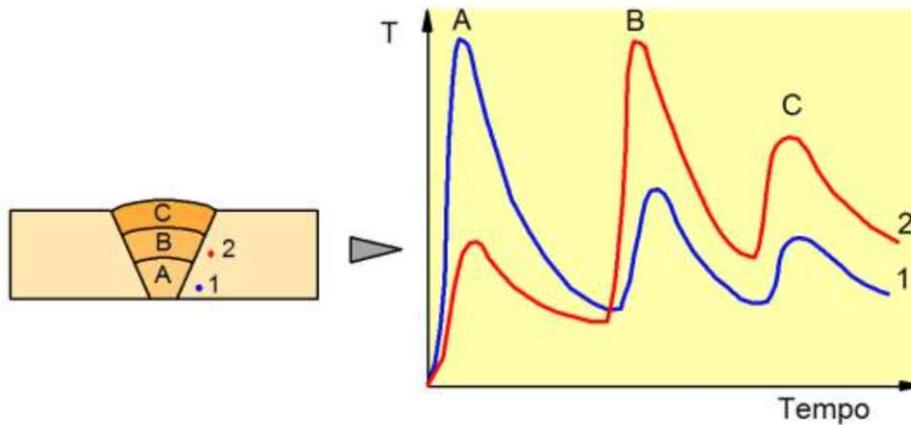


Figura 7: Representação esquemática dos ciclos térmicos em dois pontos genéricos (1 e 2) da ZTA de uma solda de vários passes. A, B e C são, respectivamente, o primeiro, segundo e terceiro passes realizados [24].

2.3.3 MICROESTRUTURA DA JUNTA SOLDADA

A soldabilidade do aço inoxidáveis duplex é de extrema importância pois a microestrutura do metal de solda pode ser afetado pela soldagem multipasse ou com tratamentos térmicos pós soldagem, pois ocorre a formação de austenita secundária a partir da ferrita que está supersaturada em nitrogênio a baixas temperaturas, e com isso afeta as características da microestrutura, tais como o balanço de ferrita-austenita e a precipitação de compostos intermetálicos prejudiciais, na zona fundida e na zona termicamente afetada pelo calor. Consequentemente, essas mudanças na microestrutura do revestimento podem afetar adversamente as propriedades, resultando em uma liga deficiente em propriedades mecânicas e suscetível à corrosão. [3], (Sato, 1999)

Em uma junta soldada de aço inoxidável duplex, pode-se observar 5 regiões distintas, tais como: zona fundida (ZF), zona parcialmente fundida, zona de crescimento do grão ferrítico ou zona afetada pelo calor de alta temperatura (ZTATE), zona parcialmente transformada ou zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZTATB) e metal de base, tendo como referência o pseudo diagrama binário, conforme figura 8. [8] [26]

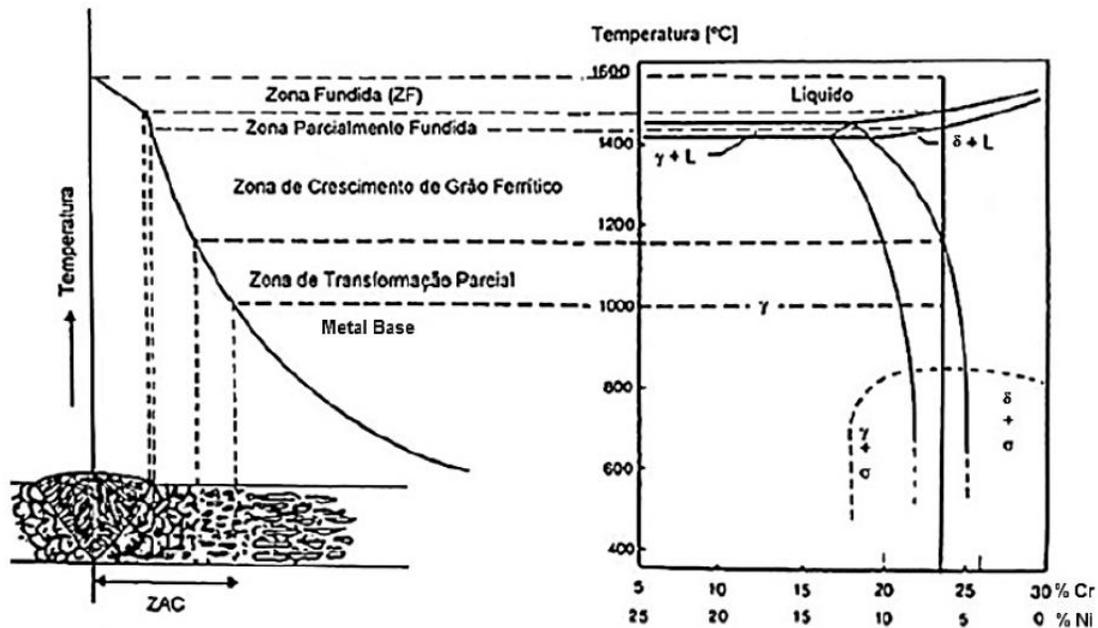


Figura 8: As diferentes regiões da junta soldada de AIDs. Adaptado de [25] [26]

Durante a formação da zona fundida forma-se uma estrutura colunar grosseira devido ao crescimento epitaxial dos grão de ferrita influenciada pelo tamanho de grão da zona afetada pelo calor (ZTA) e da orientação cristalina do mesmo. O crescimento epitaxial ocorre devido ao contato direto entre o líquido e sólido das composições semelhantes que tem na poça de fusão, a qual facilita o crescimento do sólido sem a nucleação de novos grãos. Com o crescimento epitaxial a quantidade de inclusões na zona fundida é elevada, favorecendo assim a nucleação da austenita intragranular (IGA) [3].

A zona termicamente afetada (ZTA) dos aços inoxidáveis duplex, possuem duas regiões: a zona afetada pelo calor de alta temperatura (ZTATE), o qual fica entre a temperatura de liquidus (aprox 1400°C) da liga e a temperatura de solvus da ferrita (aprox. 1150°C), nessa zona é onde o aço inoxidável duplex fica completamente ferretizado, e a zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZTATE), no qual o limite superior é a temperatura solvus da ferrita (aprox. 1150°C), nessa zona o campo é bifásico, mas com diferentes frações volumétricas

de austenita. A microestrutura de ambas também tem características distintas, na ZTATE apresenta grãos grosseiros de ferritas e a austenita se precipita a partir dos contornos de grãos ferríticos, formando primeiramente o austenita de contorno de grão (GBA), e com o elevado gradiente térmico, ocorre a formação da austenita Widmanstätten (WA) que cresce em direção ao centro do grão, outras fases podem precipitar como os nitretos, carbonetos e carbonitretos [27]. E na ZTATB, durante o aquecimento ocorre a dissolução parcial da austenita, as quais atuam como sítios para precipitação da mesma durante o resfriamento, o qual ocorre a precipitação da austenita parcialmente transformada (PTA). E nessa fase os grãos de austenita dissolvidos dificultam o crescimento do grão ferrítico, assim ocorrendo uma menor precipitação de nitretos [25] [27].

A microestrutura final da junta soldada não é determinada somente com a temperatura máxima atingida do cordão de solda, mas também com a velocidade de resfriamento do ciclo térmico de soldagem, o aporte térmico e a temperatura de interpasse [8].

2.4 Avaliação da Resistência ao Desgaste Abrasivo e a Corrosão de Superfícies de Aço Carbono Revestidas com Aço Inoxidável Duplex pelo Processo de Soldagem CMT/GMAW – Tese de Doutorado de Paulo Tancredo de Campos.

Nesta seção serão apresentados os resultados da tese de Paulo Tancredo de Campos, pois nesta dissertação um dos objetivos específicos, apresentados na seção 1.2, é explicar o comportamento do desgaste abrasivo e a resistência a corrosão através do balanço de fases.

Os testes de desgaste abrasivo foram realizados através do método da roda de borracha. Amostras com 25 x 75 mm² foram retiradas dos revestimentos soldados. Depois, a superfície das amostras foram preparadas até uma rugosidade superficial de 0,8 µm Ra. Posteriormente, as amostras foram limpas por ultrassom e pesadas na balança Shimadzu AUY 220 com precisão de 0,0001g. Pelo menos três amostras para cada condição de energia de soldagem foram submetidas ao desgaste abrasivo. Cada teste dura cinco minutos. Após os

testes, as amostras foram limpas e pesadas. Além disso, o diâmetro da roda de borracha foi medido antes e depois de cada teste, permitindo a determinação da perda de volume ajustada (AVL). Após os testes foram computados os resultados conforme a fig.9 [28].

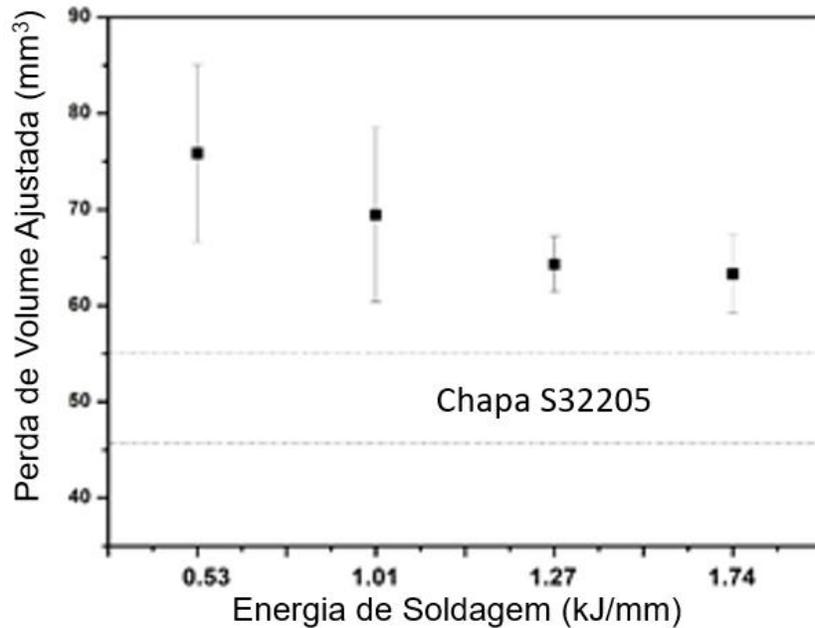


Figura 9: Perda de volume “ajustada” em função da energia de soldagem [28].

O teste de microdureza foram realizados através da dureza de Vickers, aplicando uma carga de 2kg durante 15 s na secção transversal dos revestimentos soldados, no durômetro Shimadzu HMV 2000. Foram executadas seis indentações no cordão central de cada revestimento soldado.

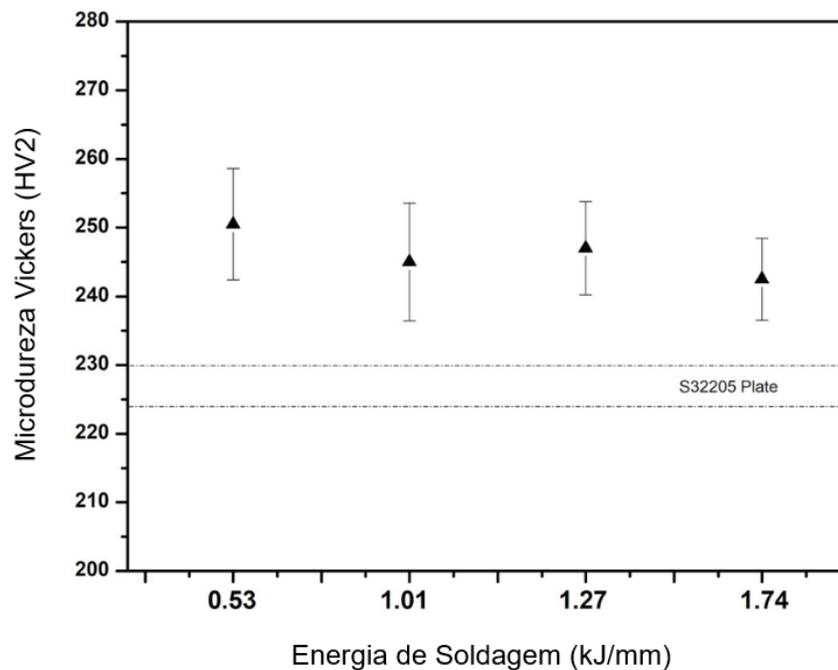


Figura 10 : Microdureza Vickers (HV2) em função da energia de soldagem.[28]

Os testes de corrosão (teste de polarização potenciodinâmica) foram realizados em um potenciostato Ivium Technologies. Os testes de corrosão foram realizados em uma configuração convencional de três eletrodos; a platina, fio como contra eletrodo; o eletrodo calomel saturado (SCE), como eletrodo de referência e a amostra de revestimento de solda (25 mm x 50 mm), como eletrodo de trabalho. O eletrólito era uma solução de cloreto de sódio (37 g de NaCl em 1 litro de água destilada e desionizada). O potencial de circuito aberto (OCP) foi estabilizado em 10 minutos, depois um potencial variável de -0,3 V a + 1,0 V foi aplicado a uma taxa de 0,001 V. s⁻¹. Os resultados desses testes foram relatados a partir das curvas de polarização de Tafel (Corrente de corrosão potencial E_{corr} X corrente de corrosão i_{corr}) [28].

O comportamento de corrosão dos revestimentos de revestimento de solda foi investigado através das características das curvas de polarização, Fig. 11, como potencial de corrosão e corrente de corrosão, nas Figs. 12 e 13, respectivamente [28].

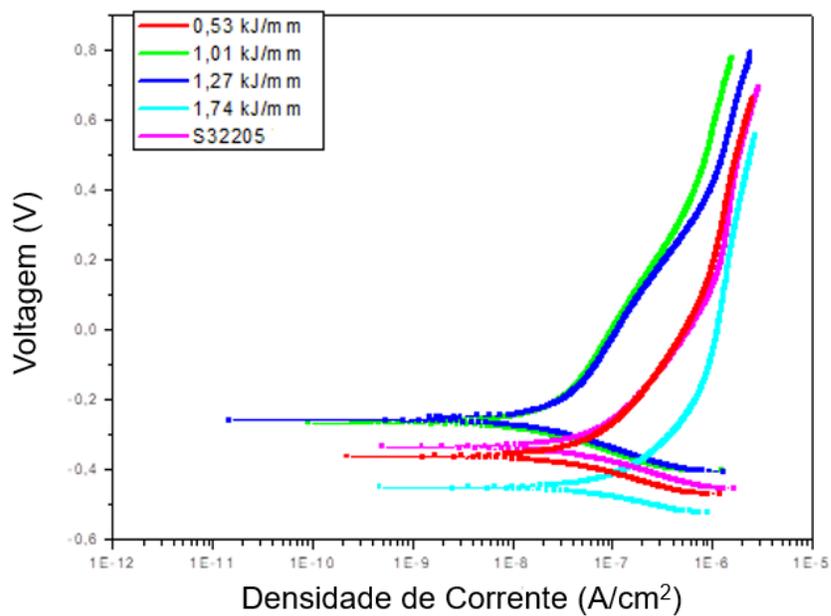


Figura 11 : Curva de polarização em função da energia de soldagem [28].

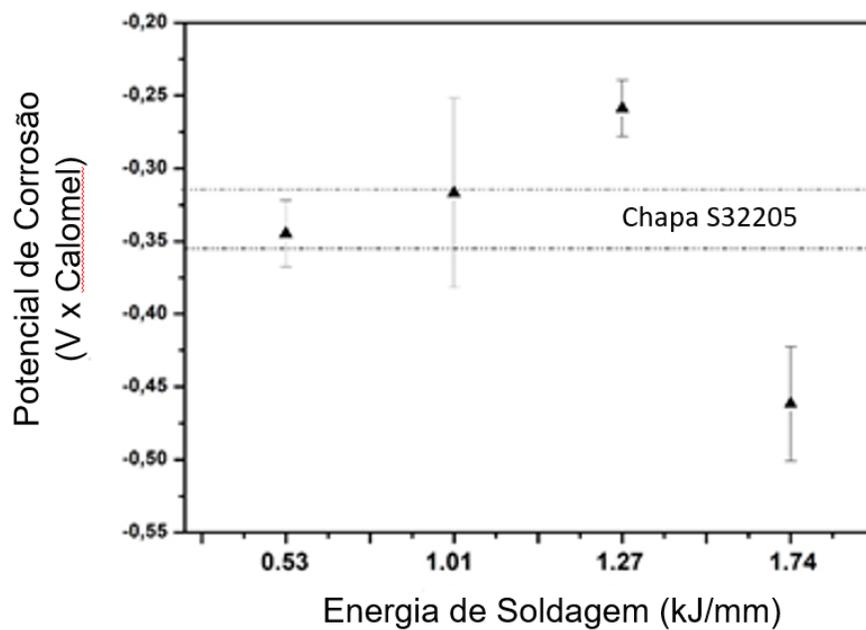


Figura 12: Potencial de corrosão em função da energia de soldagem [28].

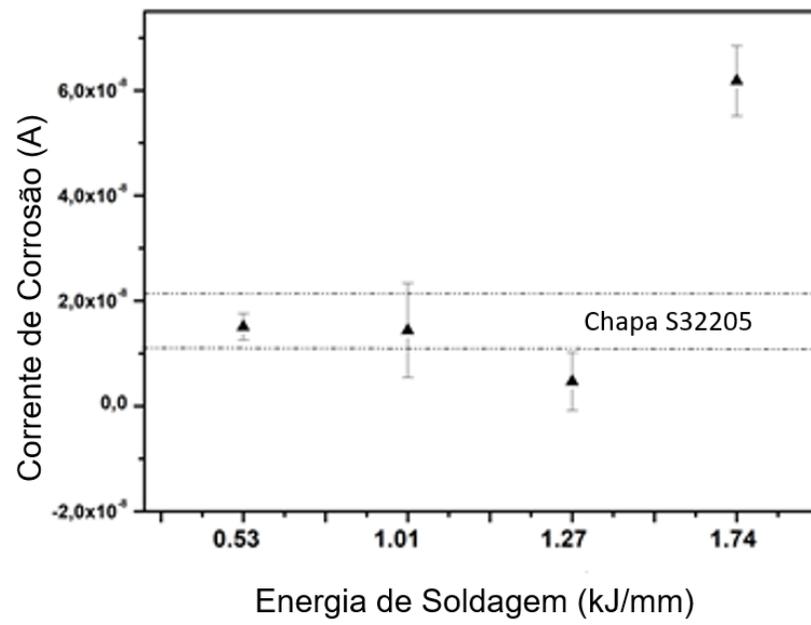


Figura 13: Corrente de corrosão em função da energia de soldagem [28].

3 MATERIAIS E METODOLOGIA

O presente trabalho foi dividido em duas etapas principais: a primeira etapa foi realizada na Tese de Doutorado de Paulo Tancredo de Campos, o qual foi realizado a deposição de revestimentos de aço inoxidável duplex sobre a chapa de aço carbono. A soldagem de multipasse foi realizada com o processo de soldagem CMT/GMAW, e as energias de soldagem selecionadas foram de: 0,53 kJ/mm, 1,01 kJ/mm, 1,27 kJ/mm e 1,74 kJ/mm as quais estão dentro do limite recomendando pela literatura, e também foram realizados ensaio de desgaste abrasivo e ensaio de corrosão os quais foram descritos na seção 4 da revisão bibliografica. A segunda etapa de caracterização microestrutural dos revestimentos foi realizada nesse trabalho, para facilitar o entendimento da metodologia empregada, o fluxograma Figura 14, apresenta uma síntese das etapas realizadas.

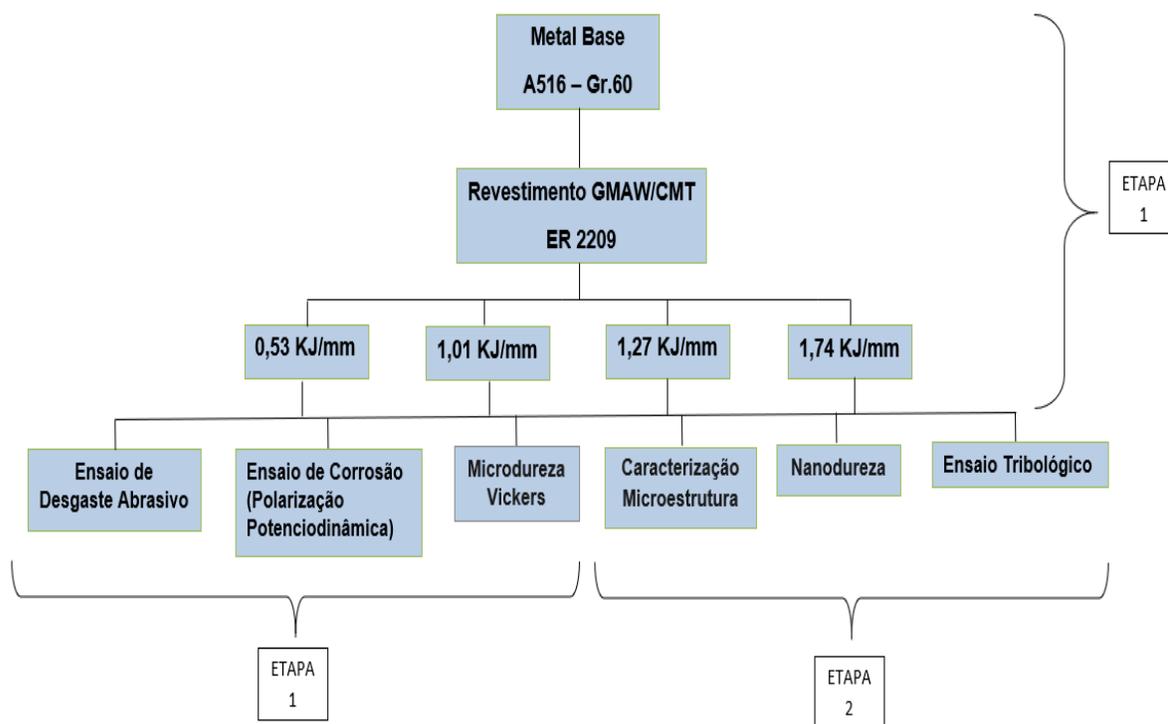


Figura 14: Fluxograma de experimentos e ensaios realizados nas chapas revestidas por soldagem.

3.1 PREPARAÇÃO METALGRÁFICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Primeiramente as amostras, em forma de discos, foram cortadas na transversal em relação a solda, e uma amostra de cada parâmetro de soldagem foi lixada, com lixa de diferente granulometria (#180 até #1000). Após o lixamento foi realizado o polimento com pasta de diamante com granulometria de 1 μm . Este procedimento também foi aplicado em uma amostra de aço inoxidável duplex UNS 32205.

Foi então realizado o ataque químico, Behara's tint composição conforme tabela 4, o qual revela a austenita e ferrita. Este é um ataque de imersão o qual a ferrita fica com coloração azulada e a austenita fica com bege. O período de imersão das amostras foi variável, devido a cada uma ter parâmetros de soldagem diferentes.

A microscopia ótica foi realizada nas amostras para identificação das fases presentes e análise das morfologias. O microscópio metalográfico utilizado foi da marca Olympus modelo BX60.

Tabela 4: Composição química e indicação do reagente Behara tint.

Ataque Químico	Descrição	Indicações
Behara tint	<ul style="list-style-type: none"> • 3g $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ (metabissulfito de potássio) • 10 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ (tiosulfato de sódio) • 100 ml H_2O • Pré atacar com Nital 2%) 	<p>Imergir o corpo na solução em temperatura ambiente em um período de 30 a 120 s ou até a superfície fique avermelhada.</p> <p>Diferencia a microestrutura ferrita e austenita.</p>

3.2 QUANTIFICAÇÃO DE FASES

A quantificação de fases de ferrita e austenita foi realizada pelo método de metalografia quantitativa conforme a norma ASTM E 562-11, com o intuito de quantificar as austenitas secundárias (PTA, IGA, GBA e Widmanstatten), e avaliar o balanço das fases: austenita e ferrita. Foram retiradas imagens na zona fundida, zona termicamente afetada e no centro do cordão soldado, para cada amostra

soldada com diferentes energias de soldagem. As imagens foram obtidas com o aumento de 200x, e com isso o ataque behara tint favoreceu a identificação das diferentes morfologias da austenita.

Para a fração volumétrica foram traçadas malhas reticuladas idênticas sobre as micrografias, como mostrado na figura 15, seguido pela contagem de intersecções e analisando as fases em cada um dos 1189 pontos (malha de 41 x 29). Foram contados quantos pontos coincidiram em cada fase: ferrita, IGA (intergranular austenite), PTA (partially transformed austenite), GBA (grain boundary austenite), WA (Widmanstatten austenite); o número de intersecção em cada fase foi dividido pelo número total de intersecções, assim obtendo a porcentagem de cada fase em cada micrografia. No total foi realizado 13 micrografia, 3 regiões em cada energia de soldagem (0,53 kJ/mm, 1,01 kJ/mm, 1, 27 kJ/mm E 1, 74 kJ/mm) e 1 micrografia no aço inoxidável duplex.

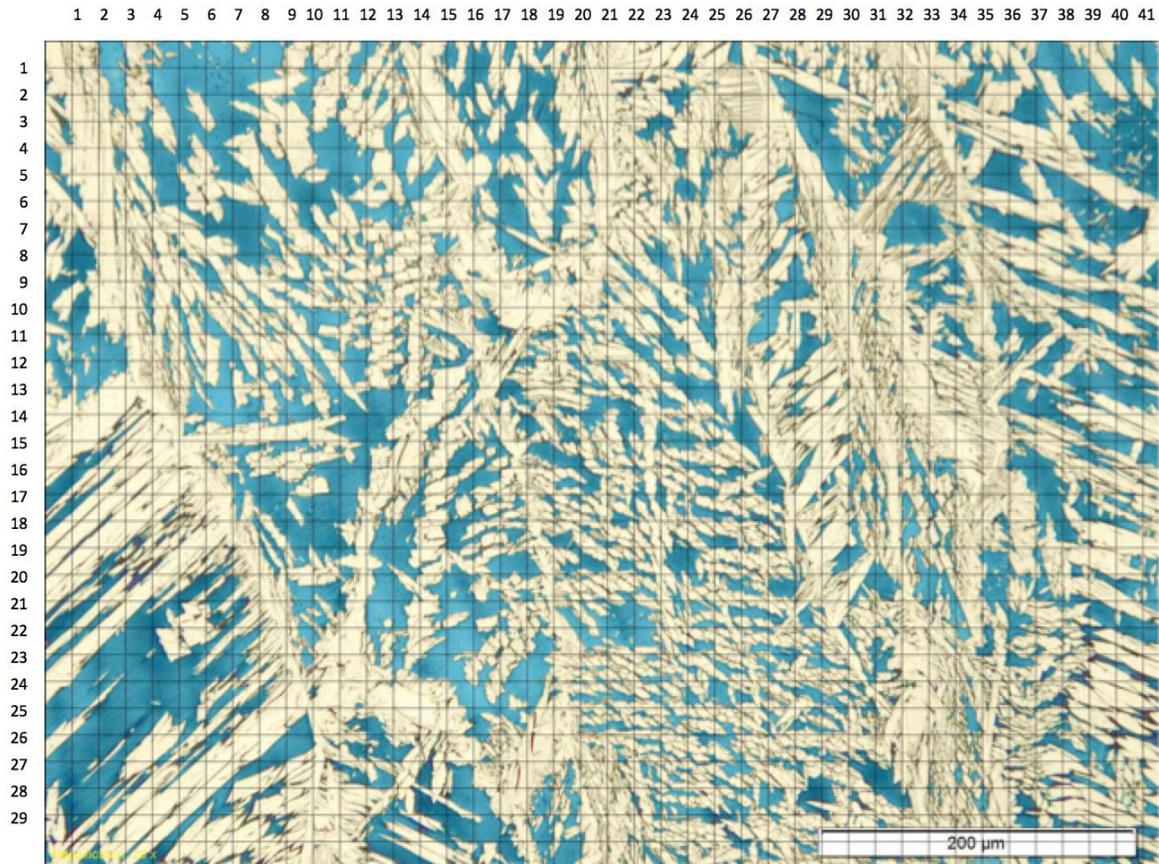


Figura 15: Malha sobre a micrografia atacada pelo reagente Behara tint. (Autor, 2020).

3.3 ENSAIO TRIBOLÓGICO

O ensaio tribológico, foi realizado no laboratório de tribologia da Pontifícia universidade católica do Paraná, os ensaios foram realizados em um tribômetro da marca CSM conforme figura 16, utilizando o deslizamento recíproco. As amostras foram submetidas ao ensaio de deslizamento recíproco contra uma esfera de carbeto de tungstênio. O ensaio foi executado em uma amostra de cada condição de energia de soldagem e uma no aço inoxidável duplex. Nos ensaios foram utilizados os seguintes parâmetros: Velocidade de deslizamento de 1cm/s e uma força aplicada de 2N em um comprimento total de 10m.



Figura 16: Equipamento tribômetro (Autor, 2020).

3.4 NANODUREZA

Os valores da dureza, em nanoescala, dos revestimentos obtidos em um Ultramicroindentador da Shimadzu. A ponta utilizada para o ensaio foi tipo Berkovich de diamante. As medições foram realizadas com controle da profundidade de penetração máxima, estabelecido para as amostras em 600 nm com medições preliminares. Foi utilizada uma taxa de carregamento de 1 mN/s, carga de 200mN, tempo de manutenção nas cargas máxima e mínima de 10 s e espaçamento entre as endentações de 20 μm . O método empregado para o cálculo da dureza foi o de Oliver e Pharr [32], que se baseia na análise das curvas força- deslocamento. Foram realizadas nove medidas para a obtenção da dureza média dos revestimentos

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A morfologia dos revestimentos soldados são diferente da morfologia da chapa laminada S32205, como pode ser observado nas Fig. 17. Na chapa laminada S32205, a austenita precipita da fase de ferrita; pode-se perceber que a ferrita é a fase contínua (60% em volume) enquanto a austenita é a segunda fase (40% em volume), conforme o esperado.

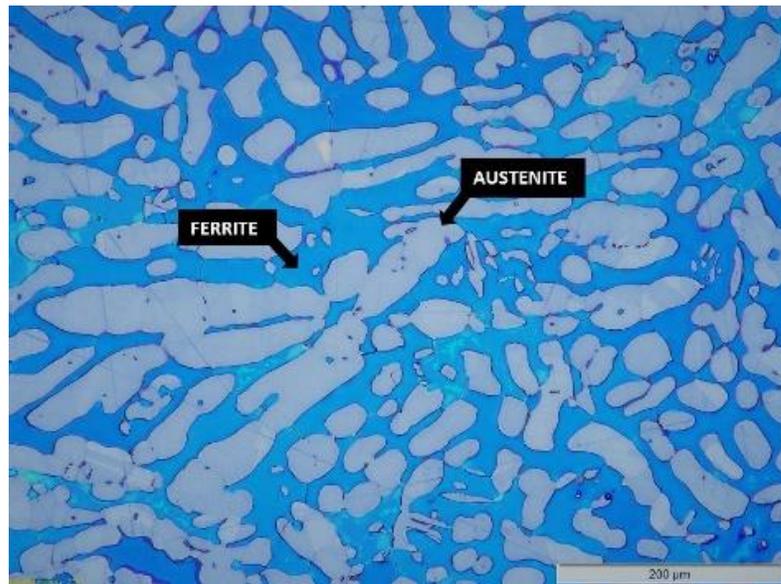


Figura 17: Aspecto microestrutural da chapa laminada S322205. Atacado com o reagente de tonalidade de Behara.

Para os revestimentos soldados, observa-se, que em todas as condições de energia de soldagem, existem 4 tipos diferentes de morfologias de austenita: austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA), austenita parcialmente transformada (PTA) e austenita intergranular (IGA). Claramente, nas Fig. 18 e Fig. 19 revela que o equilíbrio de austenita e ferrita muda com a energia de soldagem. Além disso, durante o resfriamento do metal de solda DSS, a ferrita é a primeira fase a ser formada; forma ferrita do líquido, seguindo o gradiente de temperatura. A quantidade de ferrita diminui com a energia de soldagem.

A austenita de contorno de grão (GBA) se forma ao longo dos limites de grão de ferrita; como se forma no resfriamento de ferrita; a quantidade de austenita

de contorno de grão atinge um mínimo quando a energia de soldagem é de 1,01 kJ / mm. À medida que a energia de soldagem aumenta, observa-se maior proporção de austenita intergranular (IGA) e Widmanstätten (WA), que crescem principalmente mediante da ferrita, a principal razão para o aparecimento desse tipo de austenita é que, durante a soldagem multipassas, as amostras com maior energia de soldagem permanecem em temperatura alta por mais tempo, causando o aparecimento dessas fases.

A formação da austenita intergranular é resultado da diminuição de ferrita-cromo; a formação de austenita secundária pode ocorrer na interface austenita / ferrita, que é o caso de Widmanstätten (WA) e austenita de contorno de grão (GBA), ou dentro da fase de ferrita, que é o caso de austenita parcialmente transformada (PTA) e austenita intergranular (IGA).

A austenita parcialmente transformada (PTA) e austenita intergranular (IGA) são concorrentes entre si, pois conforme aumenta a energia de soldagem, há um maior aparecimento de austenita intergranular (IGA), enquanto que para energia de soldagem menor tem-se uma maior quantidade de austenita parcialmente transformada (PTA), conforme pode ser observado na fig.19.

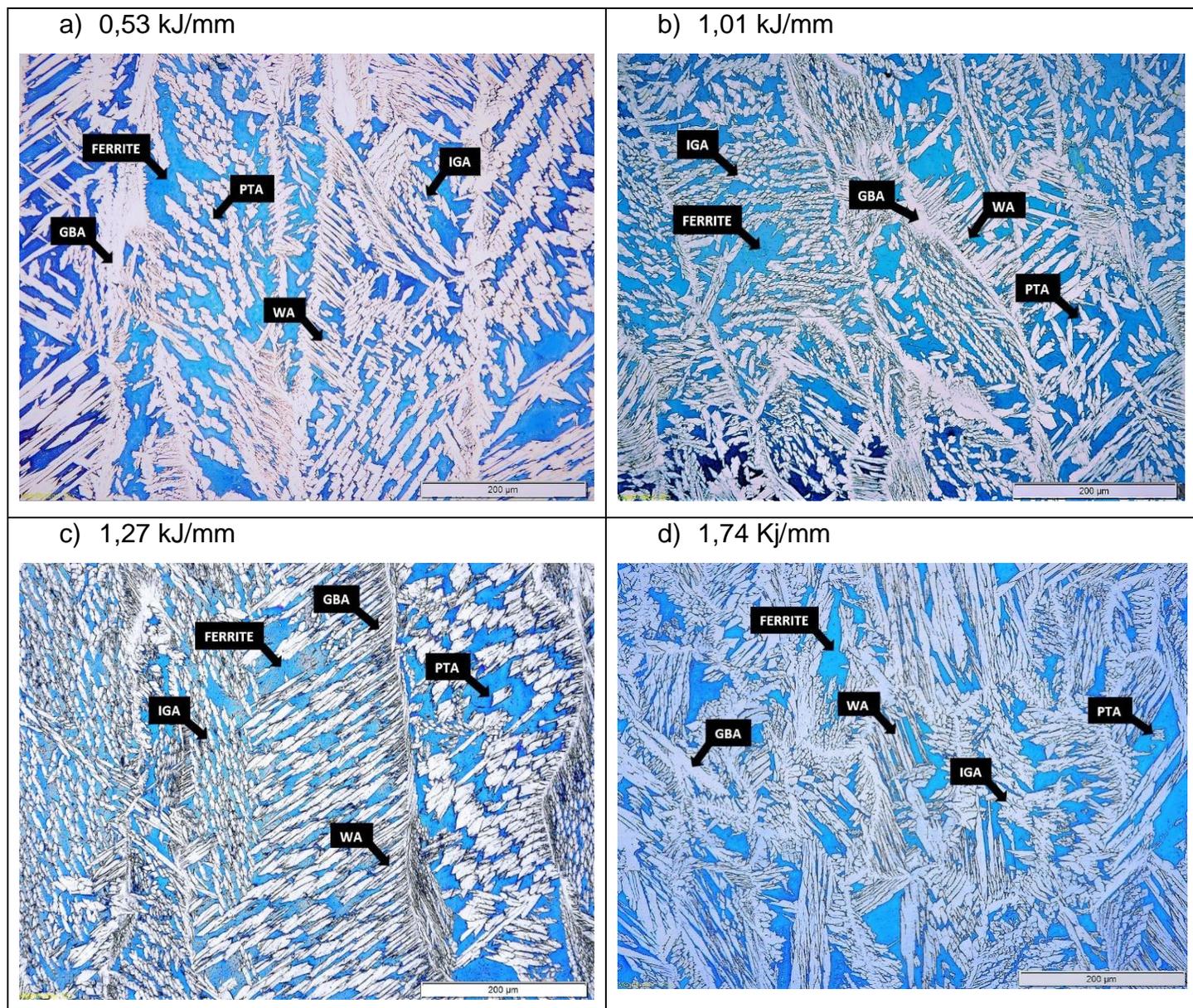


Figura 18: Aspecto microestrutural dos revestimentos DSS obtidos com (a) 0,53kJ / mm, (b) 1,01kJ / mm, (c) 1,27kJ / mm, (d) 1,74kJ / mm. Atacado com o reagente de tonalidade de Behara.

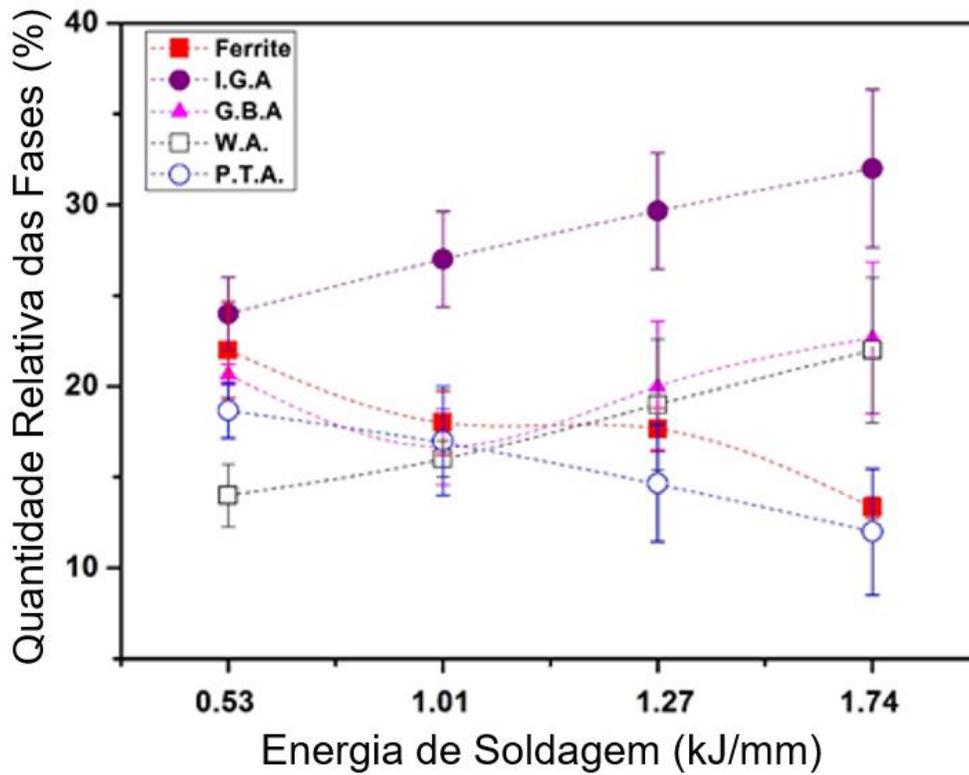


Figura 19: Equilíbrio das fases em função da energia de soldagem

A tendência de dureza dos revestimentos de solda e da chapa laminada S32205 estão presentes na Fig. 20. A dureza do revestimento, independentemente da energia de soldagem, é menor que a chapa laminada. Essa diferença na dureza pode ser relacionada a diferença da microestrutura entre os revestimentos soldados e a chapa laminada.

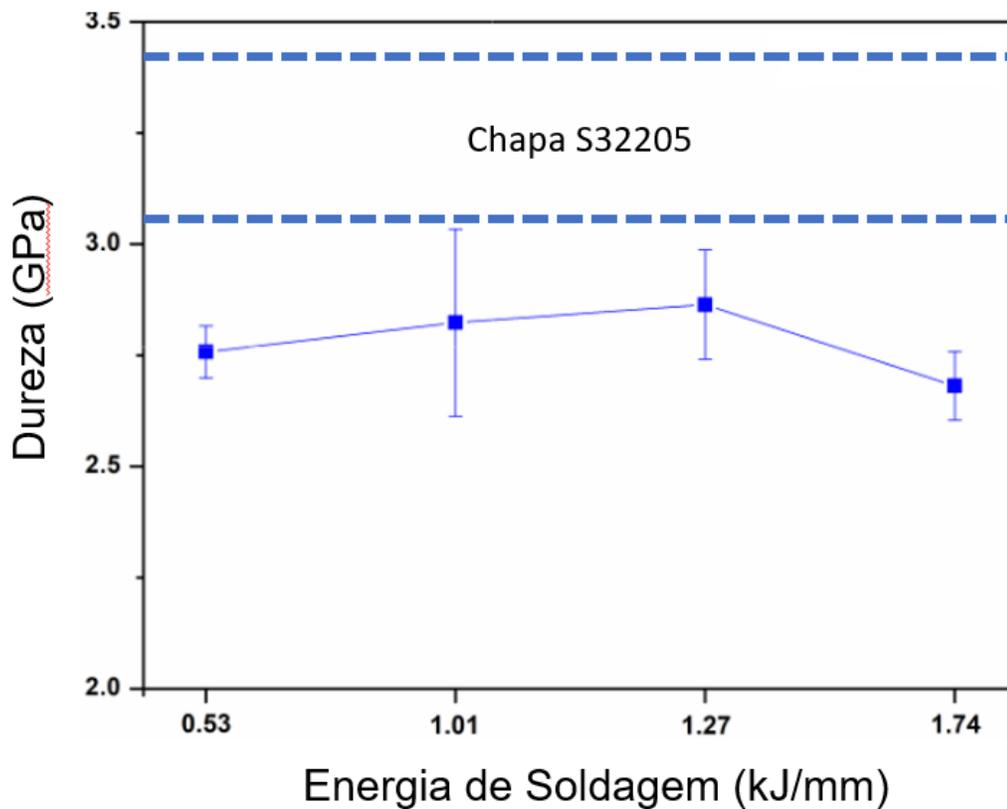


Figura 20: Dureza dos revestimentos em função da energia de soldagem

Nos revestimentos soldados, o número de interfaces austenita / austenita e austenita / ferrita é muito maior do que na microestrutura laminada. Essas interfaces dificultam o movimento de discordâncias, tornando os revestimentos, teoricamente, mais resistentes e, conseqüentemente, mais difíceis de deformar plasticamente pelo indetador Berkovich. Por outro lado, não há grandes diferenças na dureza de amostras produzidas com diferentes energias de soldagem, o que significa que o balanço de fases não afeta o comportamento da dureza da camada de solda; foi relatado na literatura que a dureza da ferrita e da austenita é praticamente a mesma [33]. Entretanto, a chapa laminada apresenta uma maior dureza em comparação com os revestimentos soldados e, aparentemente contradizendo os resultados de dureza da Fig. 10, o qual os resultados de dureza da chapa laminada são inferiores a dos revestimentos soldados.

Nos ensaios de nanodureza foi utilizada uma carga de 200 mN (20g), a probabilidade de uma indentação cair em um contorno de grão é muito pequena, portanto a maior contribuição para a dureza é a capacidade de encruamento da fases, principalmente a austenita, conseqüentemente a dureza é maior para a chapa laminada. Por outro lado, os ensaios de microdureza foram realizados com uma carga de 2 kgf, portanto o tamanho da indentação está pegando a contribuição dos contornos das fases, como tem muito mais interfaces nos revestimentos soldados, a dureza destes é maior que a dureza da chapa laminada.

O ensaio tribológico de deslizamento recíproco dos revestimentos de solda e da chapa laminada S32205 estão presentes na Fig. 21. O coeficiente de atrito dos revestimentos, independentemente da energia de soldagem, são menores que a chapa laminada.

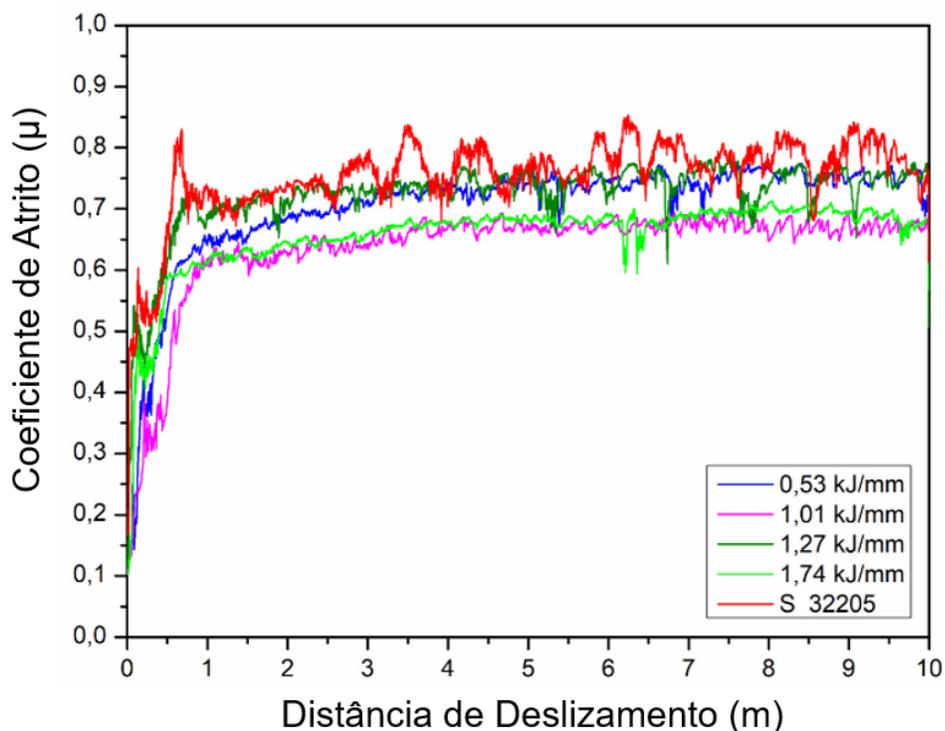


Figura 21: Coeficiente de atrito em função da distância de deslizamento para as diferentes energias de soldagem.

Observou-se que a chapa laminada S32205 apresentou um coeficiente de atrito mais elevado do que os revestimentos soldados. O que pode ser atribuído a maior deformação plástica do material devido a sua condição microestrutural, a qual tem em menor quantidade as interfaces austenita / austenita e austenita / ferrita. Com isso nos revestimentos soldados o coeficiente de atrito é menor,conseqüentemente tem-se uma maior resistência ao desgaste, o qual se deve a diferença microestrutural dos revestimentos soldados [34].

Abaixo serão apresentados os resultados da tese de Paulo Tancredo de Campos [28], pois nesta dissertação um dos objetivos específicos, apresentados na seção 1.2, é explicar o comportamento do desgaste abrasivo e a resistência a corrosão através do balanço de fases.

Conforme os resultados da tese de Doutorado do Paulo Tancredo de Campos, os quais foram apresentados na seção 4 da revisão bibliográfica, como descrito nos objetivos desse trabalho, irei explicar o comportamento do desgaste abrasivo e a resistência a corrosão através do balanço de fases

A resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos de solda foi testada através da perda de volume ajustada (AVL), em um ensaio de roda de borracha. Nos revestimentos de solda, o AVL diminui com a entrada de energia de soldagem. Como foi observado, quanto maior a entrada de energia, maior a quantidade de austenitas secundários. A austenita endurece mais que a ferrita, conseqüentemente melhora a resistência ao desgaste por abrasão da superfície; o endurecimento pode causar a transformação de austenita em martensita, melhorando a resistência ao desgaste [29]. Além disso, a chapa S32205 laminada apresentou um AVL menor em comparação com os revestimentos de revestimento soldado, mesmo apresentando uma menor microdureza Vicker, conforme fig. 10.

Esse comportamento provavelmente está relacionado à orientação dos testes de desgaste. Os testes de desgaste abrasivo foram realizados seguindo a direção do rolamento, no caso do S32205, enquanto no caso dos revestimentos de revestimento, os testes de desgaste foram feitos paralelamente à interface revestimento / chapa de carbono, a quantidade de austenita nessa situação é

provavelmente menor do que a quantidade de austenita no aço laminado a quente.

O comportamento de corrosão dos revestimento de solda foi analisado através das características das curvas de polarização (curvas de Tafel). Em relação ao comportamento potencial de corrosão dos revestimentos, há uma situação em que o revestimento se comporta como chapa laminada, o qual é a menor energia de soldagem (0,53kJ / mm) e, em seguida, na energia intermediária de soldagem, o potencial a corrosão é superior ao da chapa laminada, o que significa melhor resistência à corrosão. O potencial de corrosão que apresentou uma pior resistência à corrosão foi apresentada pela maior energia de soldagem (1,74kJ / mm).

Em relação à corrente de corrosão, a única diferença da tendência do potencial de corrosão é que além da energia de soldagem de 0,53kJ / mm, a de 1,01kJ / mm também resultou um comportamento similar á chapa laminada. A corrente de corrosão e o potencial de corrosão revelam que 1,27 kJ / mm é a melhor energia de soldagem para resistência à corrosão, enquanto no 1,74kJ / mm é a pior para proteção contra corrosão. Além disso, um efeito deletério no comportamento da corrosão está relacionado ao baixo teor de Cr, N, Mo nos austenitos secundários [30]. Pode-se observar, na Fig. 18, que a quantidade de IGA é a mais alta para a energia de soldagem de 1,74kJ / mm. Além disso, o potencial de corrosão diminui com a austenita intergranular (IGA) [31].

5 CONCLUSÃO

A energia da soldagem, no processo de revestimento soldado, foi realizada variando a velocidade da tocha. Além disso, a entrada de energia alterou o balanço da fase ferrita / austenita. Quanto maior a energia, maior a temperatura do processo, resultando na formação de grande quantidade de intergranular (IGA) e Widmanstätten austenite (WA). Além disso, a quantidade de ferrita e austenita parcialmente transformada (PTA) diminui com a entrada de energia de soldagem.

Com relação a microdureza e a nanodureza, não houve grande diferença de dureza das amostras de revestimento soldados, portanto a quantidade de austenita secundária não afeta o comportamento da dureza. Por outro lado, a resistência ao desgaste abrasivo e o microdesgaste por deslizamento aumenta com a quantidade de austenitas secundárias, isso ocorre devido ao endurecimento da austenita.

No entanto, a resistência à corrosão dos revestimentos soldados mostrou que a condição de maior energia de soldagem (com uma fração maior de austenita secundária) apresentou uma menor resistência à corrosão do que até mesmo a chapa de S32205 laminada, enquanto as outras três condições de entrada de energia mostraram similar ou até melhor comportamento de resistência à corrosão do que a chapa S32205 laminada.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

- [1] LEE, K. M.; CHO, H.S. and CHOI, D.C., Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of austenite/ferrite interface boundary and growth of austenite, *Journal of Alloys and Compounds* 285, p. 156-161, 1999.
- [2] DAVIS, J. R., ASM International, *Specialty Handbook - Stainless Steels*, third printing, 1999.
- [3] GUNN, R.N. *Duplex stainless steel: microstructure, properties and application*. Abington, England: Woodhead Publishing Ltd, 1997.
- [4] NOBLE, D.N. Selection of wrought duplex stainless steels. *Welding, Brazing and Soldering - ASM Handbook v.6*. 10^a ed. USA: ASM International, 471-481, 1993.
- [5] MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless-steel welds. *Materials Science and Engineering A358*. Janeiro, 2003.
- [6] C.-O.A. Olsson, S.E. Hoörnström, *Duplex Stainless Steel IV*, Glasgow UK, Paper no. 68, Abington Publishing, Cambridge, UK, 1994
- [7] GIRALDO, C.P.S., *Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex*. Dissertação de Mestrado em Eng. Mecânica – Universidade Nacional da Colômbia, 2001.
- [8] ALVES, F. P., *Estudo da Evolução Microestrutural de Juntas de Aço Inoxidável Superduplex em Soldagem TIG Orbital com Múltiplos Passes*. Dissertação de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2011.
- [9] Messer, B., Wright, A. and Oprea, V., 'Duplex stainless-steel welding: best practices', *Stainless Steel World*, pp.42–49, 2007.
- [10] CHARLES, J. Super duplex stainless steels; structure and properties. In: *Conference Duplex Stainless`91*, Beaune Bourcigne-France, p.3-48. *Proceedings*. France, 1991.

- [11] Reick, W., Pohl, M., Padilha A.F., Three types of embrittlement in ferritic-austenitic duplex stainless steels. *Metalurgia e Materiais* v.3, n.8, p.46-50, 1990.
- [12] POHL, M., STORZ, O., GLOGOWSKI, T. "Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel", *Materials Characterization* v. 58, n. 1, p. 65-71, 2007.
- [13] I.C.I. Okafor, O.N. Carlson, Equilibrium studies on a chi phase-strengthened ferritic alloy, *MTA* 9 (11) p. 1651–1657, 1978.
- [14] MAEHARA, Y.; KOIKE, M.; JUJIRO, N.; KUNITAKE, T. Precipitation of σ phase in a 25Cr-7Ni-3Mo duplex phase stainless steel. *Trans. Iron Steel Japan*, v. 23, n. 3, p. 240-246, 1983
- [15] NILSSON, J. O. *Materials Science and Technology*, v. 8, n. 8, p. 685-700, 1992.
- [16] LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R*, v.65, p. 39–104, 2009.
- [17] LIPPOLD, J., KOTECKI, D. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2005.
- [18] WENG, K. L.; CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel, *Materials Science & Engineering A*, vol. 379, p. 119 – 132, 2004.
- [19] SOLOMON, H. D., JR., D. "Duplex stainless steels - a tale of two phases." In: *Duplex stainless steels - ASM Metals Park*, pp. 693–756, Ohio, 1982.
- [20] Alvarez-Armas I, Degallaix-Moreuil S. *Duplex stainless steels*. ISBN 978-1-84821-137-7. ISTE Ltd, London, GB, and John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, USA, 2009
- [21] RAMÍREZ LONDOÑO, A.J. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. Tese de doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.
- [22] FRONIUS, Brochure: CMT cladding, 2007.
- [23] PETROBRAS, N., N133- Soldagem Rev. M., 2015

- [24] MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Transformáveis. Apostila da Universidade Federal de Minas Gerais, departamento de engenharia metalúrgica e de materiais. Belo Horizonte, 2012.
- [25] ATAMERT, S. & KING, J., "Super Duplex Stainless Steels – Part1: Heat Affected Zone Microstructures". *Materials Science and Technology*, vol. 8, n. 10, pp. 896-912, 1992.
- [26] SILVA, B. R. D. S. D., Estudo da Fragilização Pelo Hidrogênio em Juntas Soldadas de Tubos de Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750. Dissertação de Mestrado. COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2015.
- [27] Londoño, A.J.R., Precipitação de Fases Intermetálicas na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex. USP, São Paulo-SP, 2001.
- [28] Campos P.T. Avaliação da resistência ao desgaste abrasivo e à corrosão de superfícies de aço carbono revestidas com aço inoxidável duplex pelo processo de soldagem GMAW. Dissertação de Doutorado. PUC/PR. Curitiba, PR, Brasil, 2015.
- [29] B. Liu, W. Li, X. Lu, X. Jia, X. Jin, The effect of retained austenite stability on impact-abrasion wear resistance in carbide-free bainitic steels, *Wear* 428–429 ;127–136, 2019.
- [30] T. Ogawa and T. Koseki, "Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless-Steel Weld Metals," *Weld. Res. Suppl.*, pp. 181–191, 1989.
- [31] A. Eghlimi, M. Shamanian, and K. Raeissi, "Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process," *Surf. Coat. Technol.*, vol. 244, pp. 45–51, 2014.
- [32] Oliver, W.C. and Pharr, G.M.: Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *J. Mater. Res.* 19, 3, 2004.
- [33] K.L. Weng, H.R. Chen, J.R. Yang, The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A* 379 119–132, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.12.051>, 2004.

- [34] Wang Y, Lei T, Liu J. Tribo-metallographic behavior of high carbon steels in dry sliding: II. microstructure and wear. *Wear*. 231(1):12-19. [http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00116-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00116-7), 1999.
- [35] OUTOKUMPU, Brochure: duplex stainless steel, Sweden, 2010.